

Material- und Prozessmodellierung zur effizienten FEM-Berechnung der Verzugsentstehung beim Laser-Sintern von teilkristallinen Thermoplasten

zur Erlangung des akademischen Grades
eines Doktors der Naturwissenschaften
(Dr. rer. nat.)

genehmigte Dissertation

von Master of Science in Physik
Fabian Neugebauer

Universität Bremen

Erstgutachter: Prof. Dr.-Ing. V. Ploshikhin
Zweitgutachter: Prof. Dr.-Ing. habil. G. Witt
Tag des Promotionskolloquiums: 30.03.2017

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter an der Universität Bremen bei der Airbus Stiftungsprofessur für Integrative Simulation und Engineering von Materialien und Prozessen (ISEMP).

Ich möchte mich besonders bei Herrn Prof. Dr.-Ing. Ploshikhin bedanken, der mir die Möglichkeit zur Anfertigung dieser Arbeit gegeben hat und meine wissenschaftliche und private Entwicklung durch eine Mischung aus Förderung und Forderung bestärkt hat.

Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Witt danke ich sehr für die Übernahme der Zweitbegutachtung dieser Arbeit und die Unterstützung in den gemeinsamen Forschungsvorhaben.

Die Inhalte wurden im Rahmen des Forschungsprojektes „Simulationsbasierte Analyse von Bauteilverzug beim Laser-Sintern von Kunststoffen zur Entwicklung von prozesstechnischen Reduzierungsmaßnahmen (SimBaV-LS)“ gemeinsam mit den exzellenten experimentellen Arbeiten des Lehrstuhls für Fertigungstechnik unter der Leitung von Prof. Dr.-Ing. habil. Witt der Universität Duisburg-Essen durchgeführt. Meinen Dank möchte ich an dieser Stelle ausdrücklich an Herrn Janick Ambrosy richten, der auf Seiten der Universität Duisburg-Essen für die Bearbeitung der wissenschaftlichen Fragestellungen zuständig war und mich mit vielen Diskussionen und experimentellen Arbeiten in der Entwicklung dieser Dissertation unterstützt hat. Ferner gilt mein Dank der Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. (AIF) für die Förderung des IGF-Projektes 18091 N. Ohne die finanzielle Unterstützung wäre die Erarbeitung des Themas nicht möglich gewesen.

Ein großer Dank gilt meinen Arbeitskollegen des ISEMP, die mich mit fachlichen Diskussionen, motivierenden Worten und technischen Hilfestellungen durch die Bereitstellung von Softwaremodulen unterstützt haben.

Meinen herzlichsten Dank möchte ich meiner Familie und meinen Freunden aussprechen, die immer für mich da sind und auf deren Rückhalt ich zählen kann.

Besonders möchte ich mich bei meiner Freundin und Lebensgefährtin Judith bedanken, die immer an meiner Seite ist und die mich auch in schwierigen Zeiten mit liebevollen Worten aufbaut und ermuntert hat.

Ich widme diese Arbeit meinen Eltern, die mich durch ihre Fürsorge und Erziehung dazu befähigt haben, diese Arbeit erstellen zu können.

Hinweis: In dieser veröffentlichten Version wurden folgende Änderungen gegenüber der eingereichten Fassung vorgenommen:

1. Abbildung 5.1 angepasst
2. Unterkapitel 5.3 gekürzt, Umfang 2 Seiten

Abstract

This thesis presents a method for fast numerical calculation of warpage in laser sintering of semicrystalline thermoplastics. Main component of the developed finite element model is the temperature field computation of the whole powder bed.

Warpage is a limiting factor in many cases of additive manufacturing technologies. Caused by the complexity of the processes and high number of interacting parameters, experimental analyses are limited due to time and cost issues. A method for process investigation in additive manufacturing that developed during the last decade and which is capable of isolating the influences of different process parameters is the numerical simulation based on the method of finite elements. This has already established in laser beam melting of metals where several approaches for fast predictions of macroscopic part deformations have been developed. Comparable approaches in laser sintering of semicrystalline thermoplastics do not exist yet. Mainly, small-scale approaches for thermal calculations and two dimensional approaches for distortion simulation, which cannot be transferred to be used on real parts, have been developed.

The developed model is based on the simulation of the thermal interaction in the building chamber, caused by different thermal boundary conditions. For that purpose, a finite element mesh of the whole building space is generated. The interaction of the thermal boundary conditions causes a time dependent temperature field, which influences the crystallization progress and in consequence the volume shrinkage. Subsequently to the thermal calculation, that shrinkage strain is used as time-space dependent mechanical load in a sequence of static mechanical FEM-computations of the part distortion. The developed approach allows the prediction of part warpage caused by macroscopic boundary conditions of real parts for the first time and has been used to analyse several test samples as well as real industrial parts.

Zusammenfassung

In dieser Arbeit wird ein Ansatz zur schnellen Verzugsvorhersage beim Laser-Sintern von teilkristallinen Thermoplasten vorgestellt. Hauptbestandteil des finite Elemente Modells ist die Berücksichtigung des thermischen Haushalts im gesamten Bauraum.

Bauteilverzug ist ein limitierender Faktor der Bauteilqualität bei vielen additiven Fertigungsverfahren. Auf Grund der Komplexität der Prozesse und der hohen Anzahl an wechselwirkenden Parametern sind die Analysemöglichkeiten der Verzugsursachen und Auswirkungen einzelner Einflussgrößen auf den Verzug limitiert. Eine Möglichkeit, Prozesse in einzelne Phasen zu zerlegen und Effekte isoliert zu untersuchen, ist die numerische Simulation basierend auf der Methode der finiten Elemente. Dieses hat sich im Bereich des Laserstrahlschmelzens von Metallen bereits etabliert und verschiedene Ansätze zur schnellen Berechnung des makroskopischen Verzugs wurden entwickelt. Vergleichbare Ansätze existieren beim Laser-Sintern von teilkristallinen Thermoplasten hingegen noch nicht, so dass Verzugsanalysen bisweilen basierend auf Analogien zum Laserstrahlschmelzen durchgeführt wurden.

Beim Laser-Sintern erzeugt die Überlagerung verschiedener Heizsysteme ein zeitabhängiges Temperaturfeld, welches das Abkühlverhalten der Bauteile und dabei die kristallisationsbedingte Volumenschwindung beeinflusst. Zur Modellierung dessen wurde ein thermisches Simulationsmodell entwickelt, welches den gesamten Bauraum abbildet und den Kristallisationsverlauf im Bauteil berechnet. Die bei der Kristallisation entstehende Schwindungsdehnung wird in einer nachfolgenden quasi-statischen, mechanischen FEM-Berechnung inkrementell als Last eingefügt. Das Modell liefert erstmalig die Möglichkeit den makroskopischen Bauteilverzug, beeinflusst durch anlagenspezifische Randbedingungen, zu berechnen und wurde für verschiedenen Randbedingungen an einem Probekörper und an Industrieteilen validiert.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
1.1	Laser-Sintern von Thermoplasten	3
2	Theoretischer Hintergrund	6
2.1	Einführung in die Polymerwissenschaft	6
2.2	Wärmeleitung	9
2.3	Kristallisation	10
2.4	Kontinuumsmechanik	12
2.5	Methode der finiten Elemente	16
3	Stand der Forschung	19
3.1	Prozessmodellierung des Laserstrahlschmelzens von Metallen	19
3.2	Stand der Forschung zum Laser-Sintern von Thermoplasten	22
3.2.1	Temperaturmessung und -simulation im Laser-Sintern	22
3.2.2	Eigenschaften von Polyamid 12	23
3.2.3	Verzugsentstehung und -simulation beim Laser-Sintern	25
4	Zielsetzung der Arbeit	30
5	Experimentelle Prozessanalysen	32
5.1	Verzugsanalyse	32
5.2	Temperaturmessungen	33
5.3	Ergebnisse	34
6	Materialmodell	37
6.1	Methoden	37
6.2	Ergebnisse	41
6.2.1	Spezifisches Volumen und thermische Ausdehnung	41
6.2.2	Kristallisationskinetik	44
6.2.3	Wärmeleitfähigkeit	51
6.2.4	Rheologische Eigenschaften	53
6.2.5	Mechanische Kurzzeiteigenschaften	55

7	Methode zu schnellen Verzugsberechnung	57
7.1	Thermisches Simulationsmodell	57
7.2	Umsetzung des thermischen Simulationsmodells	59
7.2.1	Schichtbasierte Vernetzung	60
7.2.2	Vorheizphase	61
7.2.3	Sinterphase	64
7.2.4	Abkühlphase	67
7.3	Validierung des thermischen Modells	69
7.4	Methode der inkrementellen Schwindungsdehnung	72
8	Ergebnisse und Diskussion	79
8.1	Beispielhafte Erläuterung des Vorgehens zur Verzugsberechnung	79
8.2	Validierung des Modells an Probekörpern	85
8.3	Anwendung des Modells an Industrieteilen	89
8.4	Wechselwirkung mehrerer Bauteile	95
8.5	Vergleich von Polyamid 11 und Polyamid 12	97
8.6	Berechnungsdauer	100
9	Zusammenfassung	102
	Anhang	104
	Abbildungsverzeichnis	104
	Tabellenverzeichnis	108
	Literaturverzeichnis	109

Kapitel 1

Einleitung

Die Technologie der additiven Fertigung ermöglicht die Generierung komplexer, dreidimensionaler Bauteile und Baugruppen in einem einzelnen Herstellungsprozess [1]. Gemeinsamkeit dieser Fertigungstechniken ist der schichtweise Aufbau von Bauteilen basierend auf 3D-CAD Daten. Dabei sind weitestgehend keine zusätzlichen Werkzeuge notwendig, so dass hohe geometrische Freiheiten bei der Konstruktion gegeben sind [2]. Generative Fertigungsverfahren werden insbesondere zur Herstellung von Prototypen (Rapid Prototyping, RP) genutzt [3], auf Grund der stetigen Weiterentwicklung der Verfahren werden jedoch zunehmend auch Serienbauteile generiert (Rapid Manufacturing, RM) [4]. Ein weiterer Vorteil von additiven gegenüber klassischen Verfahren ist die wirtschaftliche Produktion kleiner Stückzahlen, insbesondere komplexer Bauteile, deren Fertigung mit nicht-generativen Verfahren zunächst die Herstellung von Spezialwerkzeugen erfordert [5]. Einsatzbereiche der additiven Fertigung liegen beispielsweise in der Medizintechnik, der Luft- und Raumfahrt und der Automobilbranche [6, 7]. Für die Additive Fertigung existieren verschiedene Synonyme (im Englischen), unter anderem *Additive Layer Manufacturing (ALM)*, *Solid Freeform Fabrication (SFF)* und *3D Printing* [8].

Im Bereich der additiven Herstellung von Kunststoffbauteilen hat sich das Laser-Sintern (LS) etabliert [9]. Dabei wird mit Hilfe eines Lasers schichtweise feines Kunststoffpulver entsprechend vorgegebener Laserpfade lokal geschmolzen und verfestigt [10].

Trotz der vielen Vorteile, die das Verfahren mit sich bringt, existieren weiterhin verschiedene Herausforderungen, welche einen übergreifenden, industriellen Einsatz verzögern. Diverse Aspekte bezüglich der resultierenden Materialeigenschaften, der Oberflächengüte oder der Verarbeitungsmöglichkeit weiterer Materialien sind noch zu untersuchen [9]. Ein unerwünschter Prozesseffekt, der sowohl beim Laser-Sintern als auch bei verschiedenen weiteren additiven Verfahren beobachtet wird, ist die Entstehung von Bauteilverzug, welcher die Maßhaltigkeit negativ beeinflusst [11, 12, 13, 14]. Auf Grund der Komplexität des Prozesses und dem sensitiven Verhalten gegenüber verschiedener Einflussgrößen, existieren nur wenige Studien, die den Verzug beim Laser-Sintern thematisiert haben. Das bisherige Verständnis über die Entstehung wurde dementsprechend auch aus Analogien zum Laserstrahlschmelzen von Metallen gewonnen [15].

In den Abbildungen 1.1 und 1.2 ist der prozessbedingte Verzug an Beispielen aus dem Laser-Sintern von Kunststoffen und dem Laserstrahlschmelzen von Metallen verdeutlicht. Das Gitter-Bauteil aus Polyamid 12 wurde als Zusatzbauteil in einem gängigen Industrieprozess hergestellt und ist sichtbar verzogen. Der darunter abgebildete Stab wird so oder in ähnlicher Form zur Kali-

brierung einer Anlage genutzt und weist ebenfalls einen hohen Verzug auf. Die beiden Cantilever-Proben aus Stahl 1.4404 wurden mit einer unterschiedlichen Belichtungsstrategie generiert und zeigen einen erkennbaren Unterschied in der Verzugshöhe [16].

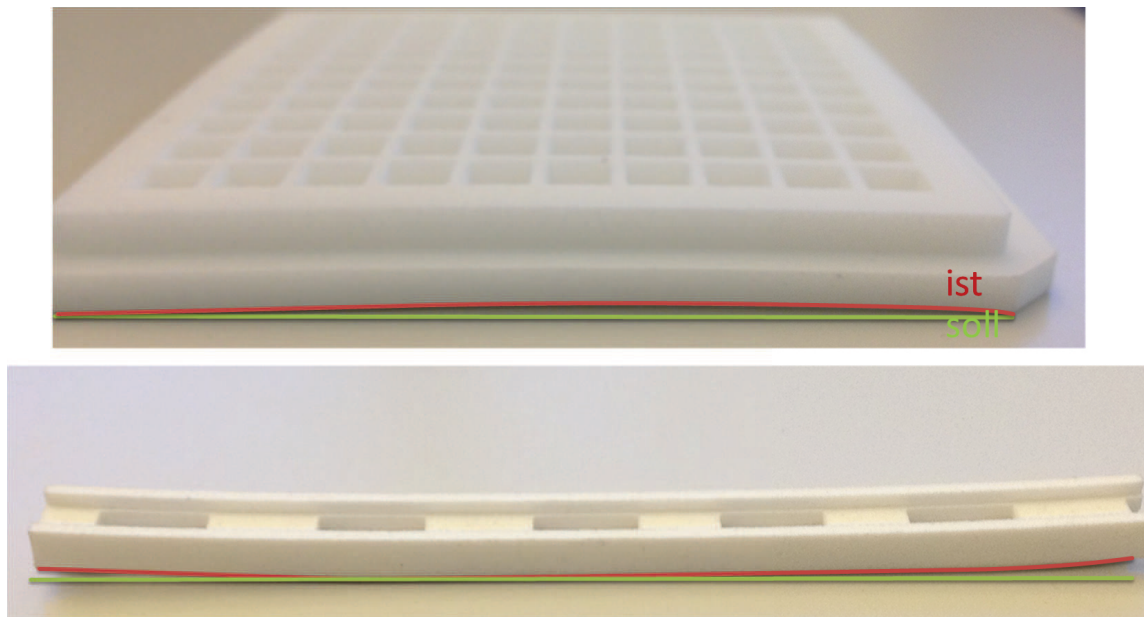


Abbildung 1.1: Beispiele für prozessbedingten Verzug beim Laser-Sintern von Kunststoffen

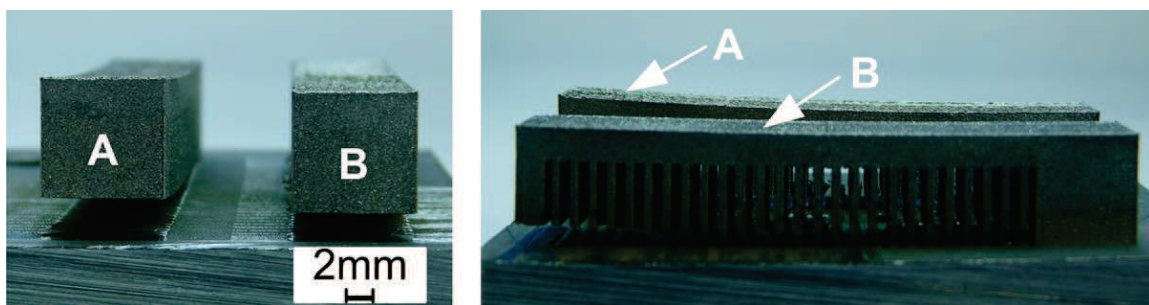


Abbildung 1.2: Verzug von Cantilever-Proben aus Stahl 1.4404 bei Herstellung mit unterschiedlicher Belichtungsstrategie. Abbildung aus [16].

Eine Methode, die zur Prozessanalyse und Verbesserung von Prozessabläufen genutzt werden kann, ist die numerische Simulation basierend auf der Methode der finiten Elemente (FEM) [17], mit der die Lösungen von (gekoppelten) Differentialgleichungen numerisch berechnet werden können. FEM-Berechnungen sind bereits in diversen Fertigungsprozessen ein fester Bestandteil im Entwicklungs- und Qualifizierungsablauf und haben in der kürzeren Vergangenheit auch in der additiven Fertigung an Bedeutung gewonnen [18]. Dabei können Simulationen beispielsweise zur Durchführung von Parameterstudien über die Einflüsse verschiedener Prozessparameter auf die resultierende Bauteilqualität genutzt werden [19, 20, 21].

Im Bereich des Laserstrahlschmelzens von Metallen sind bereits verschiedene Simulationsansätze zur Verzugsberechnung entwickelt worden [16, 18, 22, 23, 24], von denen einige auf dem Weg in die Kommerzialisierung sind. Vergleichbare Verfahren existieren für das Laser-Sintern bisweilen nicht.

Es ist daher notwendig, die Breite der verfügbaren Methoden zu erweitern und einen Ansatz zur simulationsbasierten Untersuchung des Laser-Sinterns mit dem Fokus auf der prozessbedingten Verzugsentstehung am Beispiel von Polyamid 12 zu entwickeln.

Die Arbeit ist wie folgt gegliedert:

Im weiteren Teil der Einleitung wird die Funktionsweise des Laser-Sinterns erläutert. In Kapitel Zwei werden zunächst einige Aspekte der Eigenschaften von Polymeren beschrieben und anschließend die theoretischen Grundlagen erläutert, die zur Entwicklung des Simulationsmodells notwendig sind. Kapitel Drei beschreibt den aktuellen Stand der Forschung der simulationsbasierten Analysen des Laserstrahlschmelzen und des Laser-Sinterns, aus dem in Kapitel Vier die Zielstellung dieser Arbeit abgeleitet wird. Im anschließenden fünften Kapitel beginnt der Hauptteil der Arbeit, in dem zunächst die experimentellen Voruntersuchungen beschrieben werden. Kapitel sechs widmet sich der Analyse der Materialeigenschaften und Ableitung eines Materialmodells. Im anschließenden siebten Kapitel wird zu Beginn das thermische Modell beschrieben und basierend auf Messergebnissen validiert. Der zweite Teil des Kapitels fokussiert das mechanische Modell und die entwickelte Methode zur Verzugsberechnung. Berechnungsergebnisse des Verzugs und Vergleiche mit experimentellen Daten werden in Kapitel Acht vorgestellt. Des Weiteren wird das Konzept der thermischen Bauteil-Bauteil-Wechselwirkung eingeführt und an einem Beispiel erläutert. Die Übertragbarkeit der Modellannahmen wird mit dem Vergleich des Verzugs an Laser-Sinter Bauteilen aus Polyamid 12 und Polyamid dargestellt. Die Arbeit schließt mit einem Fazit in Kapitel Neun.

1.1 Laser-Sintern von Thermoplasten

Basis für die Herstellung eines Bauteils mittels Laser-Sinterns ist ein 3D-CAD-Modell. Dieses wird zunächst durch eine Software in Schichten zerlegt (slicing), die im Folgenden mit den Informationen (Scanpfade, Lasergeschwindigkeit, Konturversatz etc.) für die lokale Aufschmelzung mittels Lasers versehen werden. Im Bauprozess werden die Bauteile dann durch den alternierenden Prozess aus schichtweisem Materialauftrag und thermischer Aktivierung des Pulvers generiert (siehe Abbildung 1.3). Die Schichthöhe beträgt beim Laser-Sintern etwa 0,1 mm. Im Vergleich zum Laserstrahl-Schmelzen von Metallen werden die Bauteile ohne Stützkonstruktionen, welche die Bauteile an die Bauplattform fixieren, aufgebaut, da das umgebende Pulverbett die Stützfunktion gewährleistet.

In der Anfangszeit der Technologie wurden insbesondere amorphe Materialien wie Polycarbonat und Polyvinylchlorid verarbeitet [9]. Die besseren mechanischen Eigenschaften werden jedoch bei der Verarbeitung teilkristalliner Materialien erzielt [25], von denen Polyamid 12 und Polyamid 11 aktuell die größte Anwendung finden und auch in dieser Arbeit betrachtet werden. Ein detaillierter Vergleich der Verarbeitung amorpher und teilkristalliner Thermoplasten findet sich in der Literatur [26].

Eine Modellvorstellung des Materialverhaltens während des Prozesses geht bei einer idealen Prozessführung von einem quasi-isothermen Prozess aus, in dem Schmelze und Pulver nebeneinander existieren und nur eine geringe Energie für den Phasenübergang des Aufschmelzens eingebracht werden muss [27]. Das nutzbare Prozessfenster eines teilkristallinen Materials liegt dementsprechend in dem Bereich zwischen Schmelzen und Kristallisation. Dieses wird an Hand

des Wärmestroms Φ , der in einer dynamischen Differenzenkalorimetrie Messung (DSC) beim Aufheizen und Abkühlen eines teilkristallinen Materials aufgenommen wird, deutlich (siehe Abbildung 1.4). Zwischen dem Schmelz- und Kristallisationspeak existiert ein materialabhängiger Bereich, in dem das Material verarbeitet werden kann, ohne dass es zu einem unkontrollierten Aufschmelzen oder einer frühzeitig einsetzenden Kristallisation des Materials kommt. [28]

Um diesem Ideal nahe zu kommen, wird das Pulver über verschiedene Heizsysteme bis kurz unterhalb seiner Schmelztemperatur aufgeheizt. Oberhalb des Vorratsbehälters und des Bauraums befinden sich Infrarot (IR)-Strahler, welche die Oberfläche des Pulvers erwärmen. Die Temperatur wird dazu mittels Pyrometer punktuell gemessen und die Leistung der Heizstrahler entsprechend geregelt. Abhängig vom Anlagensystem gibt es eine direkt beheizbare Bauplattform und eine Mantelheizung oder die gesamte Kammer, in der sich die Bauraumbehälter befindet, wird konvektiv beheizt.

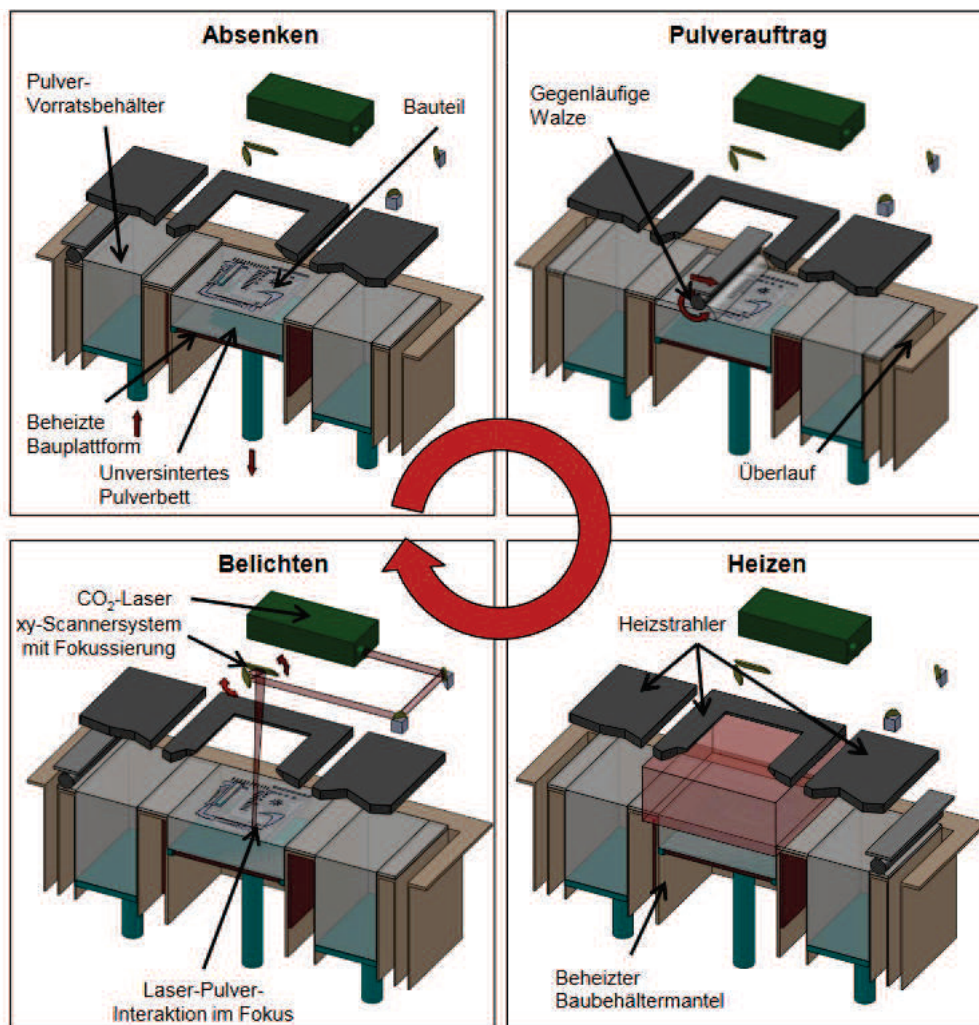


Abbildung 1.3: Schematische Darstellung des Laser-Sinterns. Abbildung aus [29].

Der Prozess lässt sich in drei Phasen unterteilen: Vorheizphase, Sinterphase (Bauphase) und Abkühlphase. In der Vorheizphase werden einige Schichten Pulver mit einer hohen Schichtzeit aufgetragen, um eine gute Erwärmung des Pulvers und der Anlage zu erreichen. In dieser Phase

werden keine Bauteile generiert, sondern nur die Oberfläche des Materials auf eine Zieltemperatur geheizt. Dabei kann diese auch selbst eine Funktion der Höhe sein. Nach der Generierung der letzten Bauteilschicht in der Sinterphase werden einige zusätzliche Schichten Pulver aufgetragen, um eine schnelle, einseitige Abkühlung zu verhindern. Nach dem Ende der Sinterphase wird die Anlage ausgeschaltet und die Wärme diffundiert langsam durch die Außenwände der Anlage. Dieser Vorgang kann, bedingt durch die Größe des Bauraums und die Anzahl der generierten Bauteile, einige Tage Zeit in Anspruch nehmen.

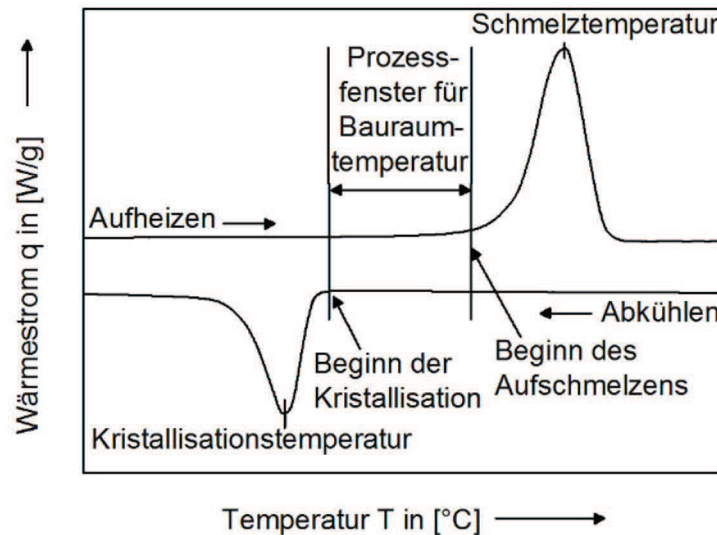


Abbildung 1.4: Prozessfenster für die Verarbeitung von teilkristallinen Thermoplasten im Laser-Sintern. Abbildung aus [28] in [30, 31].

Diverse Studien [32, 33, 34, 35, 36] zeigen, dass die Prozessparameter einen direkten Einfluss auf die mechanischen Bauteileigenschaften haben. So konnten Einflüsse des Scan-Abstands, der Laser-Leistung und der Scan-Geschwindigkeit auf die Zugfestigkeit und die Bauteildichte nachgewiesen werden, wobei hohe Werte der Zugfestigkeit mit einer hohen Energiedichte korrelieren. In vergleichbaren Studien wurden weiterhin Zunahmen der Bruchspannung und Bruchdehnung gemessen [37, 38, 39]. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass verschiedene Kombinationen der Scan-Geschwindigkeit und der Laser-Leistung zu den selben mechanischen Eigenschaften führen, solange die Energiedichte konstant bleibt [40]. Es wurde gefolgert, dass nur Veränderungen der Energiedichte für eine Veränderung der Eigenschaften verantwortlich ist. Neben der Zunahme der mechanischen Kennwerte mit steigender Energiedichte wurde jedoch auch eine Reduzierung ab einem Schwellenwert beobachtet, die durch einen Anstieg der Temperatur in den Bereich der Zersetzung erklärt wurde [40]. Neuste Erkenntnisse haben gezeigt, dass zur Erzielung optimaler mechanischer Bauteileigenschaften nur ein geringes Prozessfenster zur Verfügung steht und idealerweise eine Beheizung der Schmelze über den Lasereintrag hinaus erfolgen muss [29].

Kapitel 2

Theoretischer Hintergrund

Nachfolgend werden die physikalischen Grundlagen, die zur Entwicklung des Simulationsmodells und Beschreibung des Materialverhaltens benötigt werden, erläutert. Für tiefer gehende Ausführungen der Wärmetransportvorgänge wird auf die Literatur, u. a. [41, 42] verwiesen. Die Einführung in die Kontinuumsmechanik ist in Anlehnung an Altenbach [43] und Braess [44] zusammengestellt.

Begonnen wird das Kapitel mit einer Einführung in die Eigenschaften von Polymeren und deren wichtigsten Besonderheiten bei der Verarbeitung.

2.1 Einführung in die Polymerwissenschaft

Der Begriff der *Polymere* bezeichnet der Definition nach die Verknüpfung von Grundbausteinen, den *Monomeren* zu längeren Molekülketten [45]. Diese werden ihrer Struktur nach in zwei Kategorien unterteilt [46, 47]:

- Thermoplaste
- Duroplaste

Als Thermoplaste werden jene Materialien bezeichnet, die sich bei der Abkühlung reversibel durch das Einfrieren der Molekülbewegungen verfestigen [48]. In Polymeren können Bereiche mit kristalliner Struktur entstehen, diese werden daher *teilkristalline Thermoplaste* genannt. Thermoplaste, deren Struktur keine höhere Ordnung einnehmen kann, werden als *amorph* bezeichnet.

Duroplaste werden durch den chemischen Aushärte-Prozess verfestigt, der auf Grund des hohen Vernetzungsgrades des Netzwerks nicht reversibel ist [49]. Gelegentlich wird noch eine dritte Zuordnung in die Kategorie der Elastomere, die im Vergleich zu Duroplasten weitmaschiger vernetzt sind und ebenfalls nicht schmelzbar sind, vorgenommen [45].

Die Dichte eines teilkristallinen Polymers ist größer als die eines amorphen Polymers mit gleicher Zusammensetzung und gleicher molarer Masse, da die Ketten in der kristallinen Struktur dichter gepackt sind [9] (siehe Abbildung 2.1).

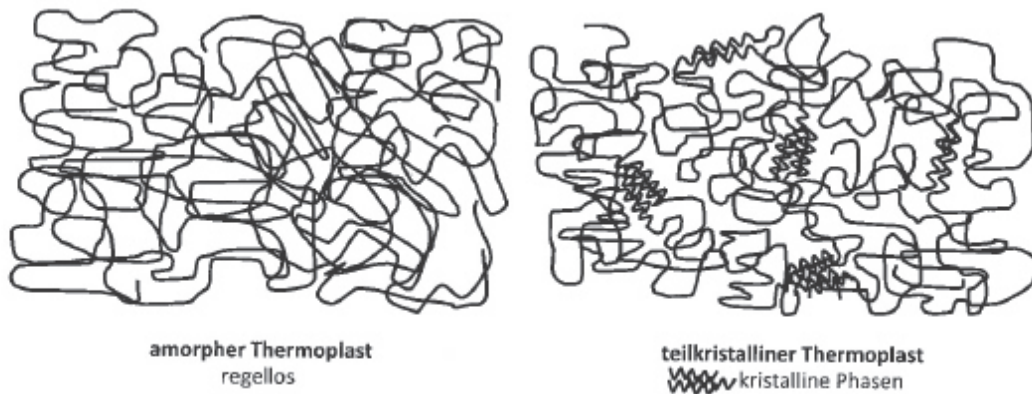


Abbildung 2.1: Schematische Abbildung der Strukturen von amorphen und teilkristallinen Thermoplasten. Abbildung aus [9], Seite 71.

Polymere sind Makromoleküle, die entweder synthetisch oder durch natürliche Prozesse entstehen. Die Bindung in Polymeren wird durch kovalente Bindungen auf Ebene der langen Molekülketten und Van-der-Waals-Kräfte zwischen den Ketten hervorgerufen [50]. Teilkristalline Thermoplaste weisen eine hierarchische Struktur auf, in der die kristallinen Bereiche Teil der Lamellen sind, welche wiederum die Bausteine der Spheruliten darstellen. Spherulite bilden die größten Bereiche auf einer Skala von $50 - 500 \mu\text{m}$ [46]. Die Größe der Lamellen wird in den Bereich von 20 bis 60 nm [46] und aber auch bis 100 nm [45] eingeordnet. Bei amorphen Thermoplasten liegt die Größenordnung der größten geordneten Struktur auf der von Kohlenstoffbindungen [46].

Ein wichtiges Phänomen bei der Verarbeitung von Polymeren ist die Kristallisation, bei der aus einer amorphen Schmelze eine teilweise geordnete, feste Phase entsteht und die reziproke Dichte, das spezifische Volumen ν ,

$$\nu = \frac{1}{\rho} \quad (2.1)$$

des Materials abnimmt. Der Zustand der Schmelze kann durch die Einbringung von Wärme erzielt werden, wobei die Temperatur nicht zu hoch steigen darf, so dass es zur Zersetzung des Materials kommt. Kristallisation kann sowohl isotherm durch das Halten der Temperatur unterhalb der Schmelztemperatur, als auch nicht-isotherm durch Abkühlung aus der Schmelze heraus, erfolgen. Ein Beispiel der Entwicklung des spezifische Volumens während der Abkühlung mit einer konstanten Rate ist in Abbildung 2.2 dargestellt. Die gesamte Schwindung, die das Material erfährt setzt sich aus zwei linearen Regimen und dem Kristallisationsübergang zusammen.

Zur Kompensation der Schrumpfung und Erhöhung der Maßhaltigkeit laser-gesinterter Bauteile werden häufig ortsabhängige Skalierungsfunktionen genutzt, die an dem Schwindungsverhalten einfacher Probekörper ermittelt werden [27, 51, 52, 53]. Allerdings lassen sich diese Funktionen nur anwenden, wenn die Temperaturverteilung im Pulverbett nicht stark von den, bei Generierung der Probebauteile vorliegenden Temperaturen, abweicht [51]. Die Schwindung selber ist ein materialabhängiger Parameter, so dass Bauteile aus Polyamid 12 eine mehr als doppelt so große Schrumpfung wie Teile aus PMMA Copolymer aufweisen können [51].

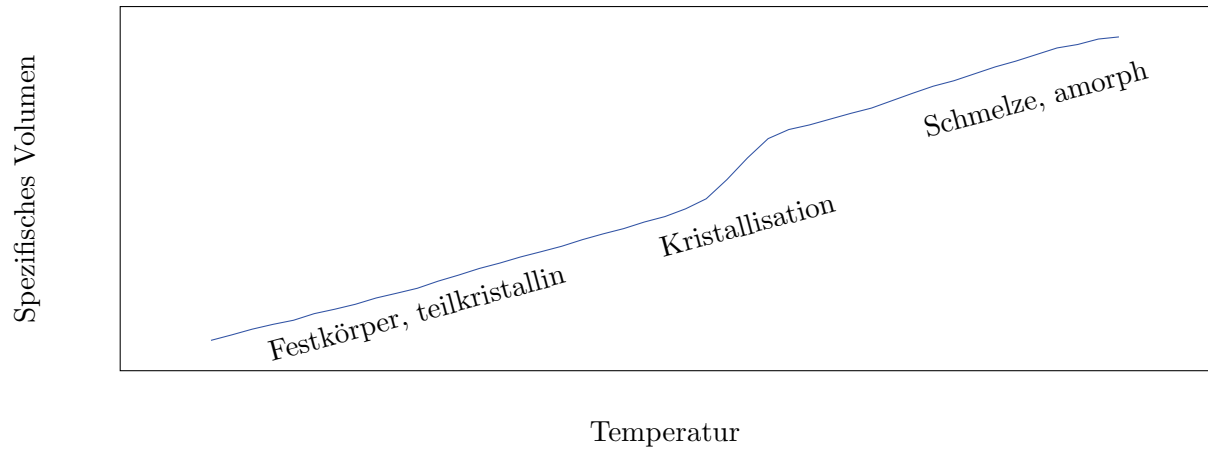


Abbildung 2.2: Schematische Darstellung für die Entwicklung des spezifischen Volumens bei Abkühlung aus der Schmelze

Mit der Änderung der molekularen Struktur verändert sich durch die Vernetzung auch das mechanische Verhalten des Materials, das vom viskosen Zustand der Schmelze in das elastische Verhalten eines Festkörpers übergeht [54]. Zur Charakterisierung der Eigenschaften von Fluiden wird die Viskosität η verwendet. Sie wird in der Dimension $[\eta] = \frac{\text{Ns}}{\text{m}^2}$ angegeben und ist ein Maß für die Fließfähigkeit. Je niedriger die Viskosität eines Materials ist, desto fließfähiger ist es [55]. Ein schematisches Beispiel der Veränderung der normierten Viskosität von Polyamid 12 durch die Kristallisation ist in Abbildung 2.3 gezeigt. Dort ist das Verhältnis aus aktueller Viskosität und dem Ausgangswert im Schmelzzustand, $\Gamma = \frac{\eta}{\eta_0^*}$ abgebildet. Die Veränderung der Viskosität kann hier als ein Maß für die starke Zunahme der Festigkeit durch die Kristallisation interpretiert werden.

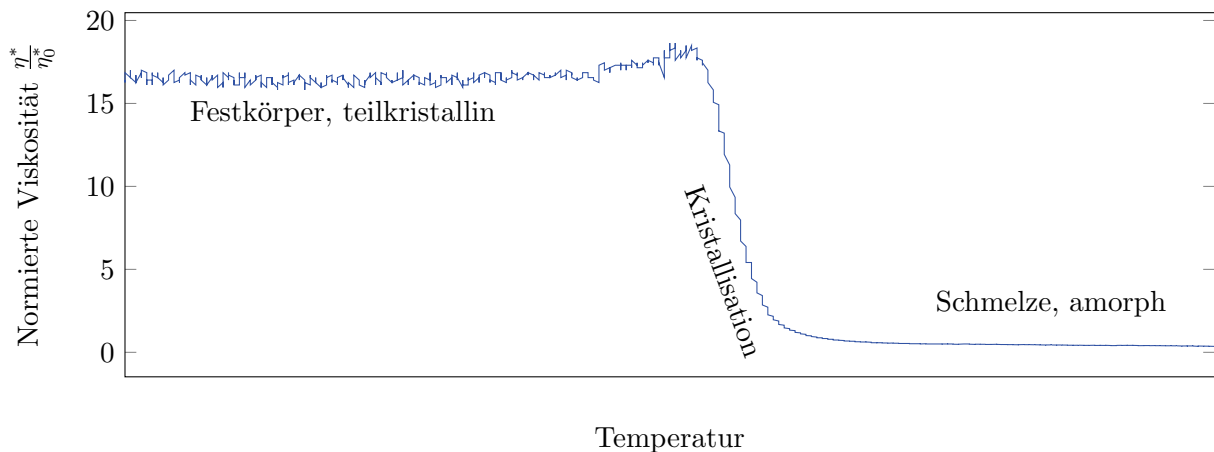


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung der Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch die Kristallisation am Beispiel der normierten Viskosität

2.2 Wärmeleitung

Die Grundlage der Wärmeleitung wird durch das *Fourier'sche Gesetz* beschrieben, welches den Zusammenhang zwischen der Wärmestromdichte $\dot{\mathbf{q}}$, $[\dot{q}] = \frac{\text{W}}{\text{m}^2}$ und dem Gradienten der Temperatur ϑ beschreibt. Im dreidimensionalen Fall eines isotropen Materials kann es geschrieben werden als:

$$\dot{\mathbf{q}} = -\lambda \nabla \vartheta \quad (2.2)$$

Darin ist λ , $[\lambda] = \frac{\text{W}}{\text{m K}}$ die Wärmeleitfähigkeit des Materials. Zusammen mit dem ersten Hauptsatz der Thermodynamik zur Energieerhaltung wird die Wärmeleitungsgleichung zur Berechnung der Temperatur ϑ ohne äußere zu:

$$\rho c \frac{\partial}{\partial t} \vartheta - \nabla \cdot \lambda \nabla \vartheta = 0 \quad (2.3)$$

Die Parameter ρ , $[\rho] = \frac{\text{kg}}{\text{m}^3}$ und c , $[c] = \frac{\text{J}}{\text{kg K}}$ bezeichnen die Dichte und die spezifische Wärmekapazität des Materials. Im Fall zusätzlicher Quellen wird die rechte Seite um den Quellterm f ergänzt:

$$\rho c \frac{\partial}{\partial t} \vartheta - \nabla \cdot \lambda \nabla \vartheta = f \quad (2.4)$$

Im Allgemeinen können die Materialeigenschaften c , ρ und λ abhängig von Ort und Temperatur sein.

Es existieren verschiedene Möglichkeiten der Wärmeübertragung, die als Randbedingung einfließen können und beim Laser-Sintern auftreten. Dazu zählen insbesondere

- Konvektion
- Wärmestrahlung

Die Theorie des konvektiven Wärmeübergangs stammt aus der Fluidodynamik und beschäftigt sich mit der Wärmeübertragung in dünnen, umströmten Grenzschichten. Im Fall einer ebenen Wand mit der Temperatur ϑ_w , die von einem Fluid mit der Temperatur ϑ_f umströmt wird, gilt für den Wärmestrom von der Wand in das Fluid [42]:

$$-\lambda_f \frac{\partial \vartheta}{\partial y} \Big|_{y=0} = h(\vartheta)(\vartheta_w - \vartheta_f) \quad (2.5)$$

Der Parameter $h(\vartheta)$, $[h] = \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \text{K}}$ ist der Wärmeübergangskoeffizient, der von den Eigenschaften der Strömung, wie der Geschwindigkeit oder der Temperatur abhängt. Berücksichtigt werden muss außerdem, ob es sich um einen laminaren oder turbulenten Fluss handelt.

Des Weiteren emittiert jeder Körper auf Grund seiner Temperatur Wärmestrahlung über seine Oberfläche A . Der Netto-Wärmestrom zwischen zwei parallelen Flächen mit den Temperaturen ϑ_1 und ϑ_2 wird in der Näherung geringer Temperaturunterschiede nach dem Stefan-Boltzmann-Gesetz geschrieben als:

$$\dot{q} = A \sigma \epsilon (\vartheta_1^4 - \vartheta_2^4) \quad (2.6)$$

Die Konstante σ ist die Boltzmann-Konstante und der Parameter ϵ die Emissivität des Materials, die für schwarze Körper $\epsilon = 1$ ist. Für alle anderen Körper (graue Körper) gilt $0 < \epsilon < 1$. Eine

tiefer gehende Analyse der Wechselwirkung nicht paralleler Platten oder dem Wärmeaustausch durch Strahlung in Körpern verschiedener Materialien mit unterschiedlichem Emissionskoeffizienten findet sich beispielsweise in [41].

2.3 Kristallisation

Während der Abkühlung aus der Schmelze ordnen sich teilkristalline Thermoplaste teilweise in Bereiche höherer Ordnung. Dabei ändert sich das Volumen des Materials und latente Wärme wird freigesetzt. Als relative Kristallinität (fortan als Kristallisationsgrad bezeichnet) wird eine Zahl zwischen 0 und 1 definiert, die das Verhältnis aus aktuellem und maximalem Anteil der kristallinen Phase darstellt [56]. Der Verlauf der Kristallisation kann in DSC Analysen durch den Quotienten aus aktueller und gesamter Kristallisationswärme H_c (siehe Abbildung 1.4) zwischen dem Anfangspunkt t_0 und dem Endpunkt t_e der Kristallisation aus dem gemessenen Wärmestrom Φ berechnet werden (siehe Abbildung 2.4):

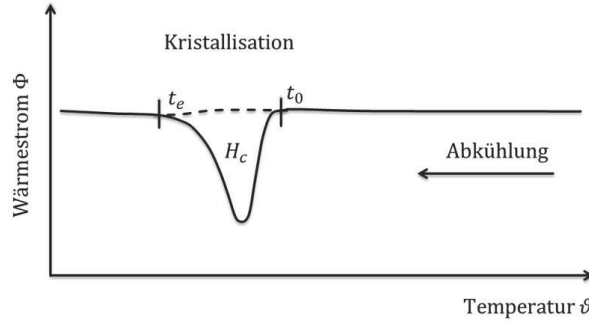


Abbildung 2.4: Schematische Darstellung des Kristallisationsverlaufs

$$\alpha(t) = \frac{\int_{t_0}^t \Phi(t) dt}{H_c} \quad (2.7)$$

$$H_c = \int_{t_0}^{t_e} \Phi(t) dt \quad (2.8)$$

Der maximale Volumenanteil der kristallinen Phase hängt von dem Verarbeitungsverfahren und der dort vorliegenden Abkühlgeschwindigkeit ab, welche die Konformation der Moleküle bestimmt. Bei Pulver aus Polyamid 12 für das Laser-Sintern, liegt der als Kristallinität bezeichnete Wert bei etwa $\chi_c = 0,46$ [57]. Die theoretisch erreichbare Kristallinität bei unendlich langsamer Abkühlung liegt in der Regel deutlich höher. Zur Berechnung wird die Schmelzwärme H_f einer Probe mit der einer 100-prozentigen kristallinen Probe H_{f100} verglichen [58, 59]. Die Kristallinität ergibt sich als:

$$\chi_c = \frac{H_f}{H_{f100}} \quad (2.9)$$

Im Falle von isothermer Kristallisation bei der Temperatur ϑ kann die Entwicklung des Kristallisationsgrades mit der Avrami-Gleichung [60] beschrieben werden:

$$\alpha(t) = 1 - \exp(-k(\vartheta)t^n) \quad (2.10)$$

Die Parameter n und $k(\vartheta)$ sind der Avrami-Exponent, welcher mit der Wachstumsrichtung verknüpft wird [61] und die isotherme Kristallisationsrate, die durch die Keimbildungsrate und Wachstumsrate der Keime bestimmt wird [62]. Gleichung (2.10) kann folgendermaßen umgeformt werden:

$$\ln[-\ln(1 - \alpha(t))] = n \ln(t) + \ln(k) \quad (2.11)$$

Nach der Avrami-Theorie ergibt die Auftragung entsprechend Gleichung (2.11) von $\ln[-\ln(1 - \alpha(t))]$ gegen $\ln(t)$ eine Gerade mit der Steigung n und dem y-Achsenabschnitt von $\ln(k)$.

Isotherme Kristallisation wurde bereits vielfach mit der Avrami-Gleichung untersucht [63, 64, 65]. Auch für den Fall des Laser-Sinterns von Polyamid 12 existieren Untersuchungen im Temperaturbereich von $168^\circ\text{C} - 173^\circ\text{C}$ [56, 66].

Im Fall von zeitlich variablen Temperaturen, ändert sich die Kristallisationsrate $k(\vartheta)$ mit der Zeit. Erweiterungen des Kristallisationsmodells für nicht-isotherme Kristallisationsvorgänge wurden von Ozawa [67] und Liu et al. [68] vorgestellt und unter anderem an Nylon 6 [69], Polypropylene [70, 71], Nylon-12 [72], Nylon 11 [73] und isotaktischem Polypropylen [74] angewendet. Da diese Ansätze jedoch für konstante Abkühlgeschwindigkeiten entwickelt wurden, die in realen thermischen Prozessen nicht gegeben sind, wird im Folgenden der allgemeinere Ansatz von Nakamura et al. [75, 76] genutzt, der ebenfalls auf der Theorie von Avrami basiert und sich in integraler Form schreiben lässt als:

$$\alpha(t) = 1 - \exp\left(-\left(\int_0^t K(\vartheta)d\tau\right)^n\right) \quad (2.12)$$

Die Rate $K(\vartheta)$ ist eine Modifikation der Kristallisationsrate des Avrami Modells und n weiterhin der Avrami-Exponent, der aus der isothermen Messung ermittelt wurde. In differentieller Form lautet Gleichung (2.12):

$$\frac{\partial\alpha}{\partial t} = nK(\vartheta)(1 - \alpha) \left[\ln\left(\frac{1}{1 - \alpha}\right)\right]^{\frac{n-1}{n}} \quad (2.13)$$

Die Kristallisationsraten nach Nakamura und Avrami können durch folgende Beziehung verknüpft werden:

$$K(\vartheta) = k(\vartheta)^{\frac{1}{n}} = \ln(2)^{\frac{1}{n}} \left[\frac{1}{t_{\frac{1}{2}}}\right] \quad (2.14)$$

Darin ist $t_{\frac{1}{2}}$ die Halb-Kristallisationszeit, bei der ein Kristallisationswert von $\alpha = 0,5$ erreicht wird und dessen reziproker Wert nach der Hoffman-Lauritzen-Theorie berechnet werden kann [77]:

$$\left(\frac{1}{t_{\frac{1}{2}}}\right) = K_0 \exp\left(\frac{-U}{R(\vartheta - \vartheta_\infty)}\right) \exp\left(\frac{-K_G(\vartheta + \vartheta_0)}{2\vartheta^2 \Delta\vartheta}\right) \quad (2.15)$$

Die Parameter sind wie folgt bezeichnet:

- Aktivierungsenergie des Kristallisationsvorgangs $[U] = \frac{\text{J}}{\text{mol}}$
- Universelle Gaskonstante $[R] = \frac{\text{J}}{\text{molK}}$
- Glasübergangstemperatur $[\vartheta_G] = \text{K}$

- Temperatur bei der die Kristallisation beendet ist, $[\vartheta_\infty] = K$
- Gleichgewichtsschmelzpunkt $[\vartheta_0] = K$
- Temperaturunabhängige Konstanten $[K_0] = \frac{1}{s}, |K_G| = K^2$

f Weiterhin ist $\Delta\vartheta = \vartheta_0 - \vartheta$.

Die Lösung von Gleichung (2.13) unter Annahme von (2.15) und Vorgabe des Temperaturverlaufes $\vartheta(t)$ liefert die zeitabhängige Entwicklung des Kristallisationsgrades.

Zu diesem Zweck wird ein Anfangswert benötigt, der im Idealfall einer vollständig amorphen Flüssigkeit Null ist. Dieser Anfangswert ist für die Differentialgleichung jedoch nicht zulässig, da sonst für alle Zeiten $\frac{\partial\alpha}{\partial t} = 0$ gilt. Das Problem kann umgangen werden, indem ein sehr kleiner Wert als Startwert gewählt wird (hier $\alpha(t=0) = 1 \cdot 10^{-15}$).

Das Nakamura-Modell wurde bereits mehrfach genutzt, um nicht-isotherme Kristallisationsvorgänge verschiedener Materialien wie PA 6 [78, 79] und PET [79] zu modellieren. Eine Arbeit von Amado et al. [56] konnte das Modell auch erfolgreich für ein Polyamid 12 (DuraformPA, 3DSsystems) und co-polypropylene im Kontext des Laser-Sinterns anwenden.

2.4 Kontinuumsmechanik

Auf einen Körper können prinzipiell zwei Formen äußerer Kräfte (und Momente) wirken, Volumenkräfte (und -momente) und Flächenkräfte (und -momente). Als Folge des resultierenden Kraftvektors $d\mathbf{f}$ existiert auf jeder Fläche dA mit der Normalen \mathbf{n} eines Körper ein Vektorfeld von Spannungsvektoren \mathbf{t} :

$$\mathbf{t}(\mathbf{x}, \mathbf{n}) = \frac{d\mathbf{f}}{dA} \quad (2.16)$$

In der klassischen Kontinuumsmechanik wird angenommen, dass alle Drehmomente nur aus makroskopischen Kräften entstehen, so dass es keine Volumenmomentendichten und Momentenspannungsvektoren gibt. Diese treten erst bei der Betrachtung polarer Kontinua auf.

Die Menge aller möglichen Spannungsvektoren in einem Materialpunkt ergibt seinen Spannungszustand. Des Weiteren kann gezeigt werden, dass ein beliebiger Spannungsvektor \mathbf{t} im Punkt \mathbf{x} einer Fläche mit der Normalen \mathbf{n} vollständig durch drei unabhängige Spannungsvektoren \mathbf{t}_i , die den symmetrischen Spannungstensor $\boldsymbol{\sigma}$ definieren, beschrieben werden kann:

$$\mathbf{t}(\mathbf{x}, \mathbf{n}) = \mathbf{n} \cdot \boldsymbol{\sigma}(\mathbf{x}) \quad (2.17)$$

Spannungskomponenten, die rechtwinklig auf der Schnittfläche stehen heißen *Normalspannungen*, die Komponenten in der Fläche werden *Schubspannungen* genannt. Spannungen werden in der Einheit

$$[\boldsymbol{\sigma}] = \frac{\text{N}}{\text{m}^2} = \text{Pa}$$

angegeben.

Gleichgewichtszustand

Ist ein Körper im statischen Gleichgewichtszustand, ist die Summe aller angreifenden Kräfte und Momente Null. Mit der Massenkraftdichte \mathbf{k} gilt:

$$\int_V \rho \mathbf{k} dV + \int_A \mathbf{t} dA = 0 \quad (2.18)$$

Ein anschauliches Beispiel einer Massenkraftdichte ist beispielsweise die Gravitation. Gleichung (2.18) lässt sich mit Hilfe des Integralsatzes von Gauß umformen zu:

$$\int_V (\rho \mathbf{k} + \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma}) dV = 0 \quad (2.19)$$

Im Grenzfall für verschwindendes V gilt:

$$\operatorname{div} \boldsymbol{\sigma} + \rho \mathbf{k} = 0 \quad (2.20)$$

Elastizität

Die infinitesimale Verschiebung \mathbf{u} eines Punktes \mathbf{x} des Körpers aus seiner Referenzposition \mathbf{X}

$$\mathbf{u} = \mathbf{x} - \mathbf{X} \quad (2.21)$$

definiert die dimensionslose Dehnung $\boldsymbol{\varepsilon}$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (2.22)$$

Viele Materialien verhalten sich bei geringer Belastung elastisch. Dabei führt eine angelegte Kraft zu einer Deformation, die beim Entfernen der Belastung wieder vollständig zurückgeht. Überschreitet die Belastung eine gewisse Grenze sinkt die Deformation nicht mehr vollständig ab, da sich bleibende (plastische) Dehnungen $\boldsymbol{\varepsilon}^p$ gebildet haben. Elastisch-plastisches Materialverhalten gilt beispielsweise für viele Metalle [80].

Ein elastischer Körper folgt in seinem mechanischem Verhalten dem *Hook'schen Gesetz*, das den proportionalen Zusammenhang von Spannung und Dehnung beschreibt. Im dreidimensionalen Fall gilt:

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C}(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^s - \boldsymbol{\varepsilon}^p) \quad (2.23)$$

Darin sind $\boldsymbol{\sigma}$ und $\boldsymbol{\varepsilon}$ der Spannungs- und Dehnungstensor, \mathbf{C} ist ein Tensor 4. Stufe, der als Elastizitätstensor bezeichnet und dessen Komponenten ebenfalls in der Dimension $\frac{\text{N}}{\text{m}^2}$ angegeben werden. In der allgemeinsten Formulierung besitzt er 81 Komponenten, die sich jedoch durch verschiedene Symmetrieüberlegungen reduzieren lassen [43]. In dem Fall, dass die elastischen Eigenschaften vollständig isotrop sind, können alle Komponenten des Elastizitätstensors durch das E-Modul E und die Querkontraktionszahl ν ausgedrückt werden. In dem Tensor $\boldsymbol{\varepsilon}^s$ werden die nachfolgend definierten Schwindungsdehnungen zusammengefasst.

Schwindungsdehnungen

Die Abnahme des in Abbildung 2.2 dargestellten spezifischen Volumens bei Abkühlung aus der Schmelze weist zwei lineare Bereiche und einen sigmoidalen Übergang dazwischen auf. Zusammen entsprechen sie der gesamten Schwindungsdehnung ϵ^s , die aus der thermischen Dehnung ϵ^{th} und der Kristallisationsdehnung ϵ^{kr} gebildet wird [81]:

$$\epsilon^s = \epsilon^{\text{th}} + \epsilon^{\text{kr}} \quad (2.24)$$

Die Gesamtdichte $\rho(\alpha, \vartheta)$ eines solchen Materials kann durch die Linearkombination der Dichte ρ^a der amorphen und der Dichte ρ^c der kristallinen Phase beschrieben werden [82]:

$$\rho(\alpha, \vartheta) = \alpha \rho^c(\vartheta) + (1 - \alpha) \rho^a(\vartheta) \quad (2.25)$$

Thermische Dehnung

Die linearen Anteile der Volumenschwindung entstehen auf Grund einer Temperaturänderung gegenüber einem Referenzzustand bei ϑ_R . Für die entsprechende thermische Dehnung gilt [83]:

$$\epsilon_{ij}^{\text{th}} = \alpha_{ij}^{\text{th}}(\vartheta - \vartheta_R) \quad (2.26)$$

Die Proportionalitätskonstante α^{th} ist der Tensor der thermischen Ausdehnungskoeffizienten, der im Allgemeinen von der Temperatur abhängt. In diesem Fall ergibt sich die Gesamtdehnung auf Grund einer Temperaturänderung zu:

$$\epsilon_{ij}^{\text{th}}(\vartheta) = \int_{\vartheta_R}^{\vartheta} \alpha_{ij}^{\text{th}}(\vartheta') d\vartheta' \quad (2.27)$$

Kristallisationsdehnung

Der Anteil der Kristallisationsdehnung ϵ^{kr} wird durch die Volumenschwindung auf Grund der Kristallisation bestimmt [81]. Der Grad der Schwindung α^{kr} wird als das Verhältnis aus aktueller Volumenschwindung V^{kr} und der maximal möglichen Volumenschwindung $V^{\text{kr max}}$ definiert:

$$V^{\text{kr}} = \alpha^{\text{kr}} V^{\text{kr max}} \quad (2.28)$$

Maximale und aktuelle Volumenschwindung lassen sich mit Hilfe der spezifischen Volumina des vollständig amorphen $\nu^a(\vartheta)$, vollständig kristallinen $\nu^c(\vartheta)$ und des vom Kristallisationsgrad α abhängigen Materials, $\nu(\alpha, \vartheta)$, schreiben:

$$V^{\text{kr max}}(\vartheta) = \frac{\nu^a(\vartheta) - \nu^c(\vartheta)}{\nu^a(\vartheta)} = 1 - \frac{\rho^a(\vartheta)}{\rho^c(\vartheta)} \quad (2.29)$$

und

$$V^{\text{kr}}(\vartheta, \alpha) = \frac{\nu^a(\vartheta) - \nu(\alpha, \vartheta)}{\nu^a(\vartheta)} \quad (2.30)$$

Durch Einsetzen von (2.25), (2.29) und (2.30) in (2.28) lässt sich ein Zusammenhang zwischen

dem Kristallisationsgrad α und dem Schwindungsgrad α^{kr} herstellen:

$$\alpha^{\text{kr}}(\vartheta) = \frac{\alpha}{\alpha + (1 - \alpha) \cdot \frac{\rho_a(\vartheta)}{\rho_c(\vartheta)}} \quad (2.31)$$

In der Regel gilt in Näherung [81]:

$$\frac{\alpha^{\text{kr}}}{\alpha} = 1 \quad (2.32)$$

Unter Annahme einer isotropen Schwindung gilt für die inkrementelle Volumenschwindungsdehnung [81]:

$$\Delta \epsilon^{\text{kr}} = (1 + \Delta V^{\text{kr}})^{\frac{1}{3}} - 1 \quad (2.33)$$

Mit den Gleichungen (2.28) und (2.32) wird (2.33) zu:

$$\Delta \epsilon^{\text{kr}} = (1 + \Delta \alpha V^{\text{kr max}})^{\frac{1}{3}} - 1 \quad (2.34)$$

2.5 Methode der finiten Elemente

Physikalischen Probleme, wie die Wärmetransportvorgänge innerhalb der Baukammer beim Laser-Sintern, werden durch Differentialgleichungen unter Vorgabe von Rand- und Anfangsbedingungen beschrieben. Dabei ist es im Allgemeinen so, dass analytische Lösungen nicht berechenbar sind. Es existieren jedoch verschiedene Ansätze wie die *Methode der finiten Elemente* (FEM), die auch in dieser Arbeit genutzt wurde, um die Lösung zu approximieren [84]. Die Grundidee hinter FEM liegt in der Diskretisierung des zu untersuchenden Körpers in eine endliche Anzahl kleiner Teilgebiete (siehe Abbildung 2.5), die finiten Elemente [85]. Innerhalb der Elemente werden Ansatzfunktionen genutzt, um das Problem lokal zu approximieren und die numerische Lösung an diskreten Stellen (Knoten) unter Vorgabe von Übergangsbedingungen zwischen den Elementen zu berechnen [86]. Dadurch wird das kontinuierliche Problem in ein lineares Gleichungssystem überführt, dessen Lösung eine Approximation der tatsächlichen Lösung ist. Ausführlichere Erläuterungen der Methode finden sich in der Literatur, beispielsweise [44, 87].

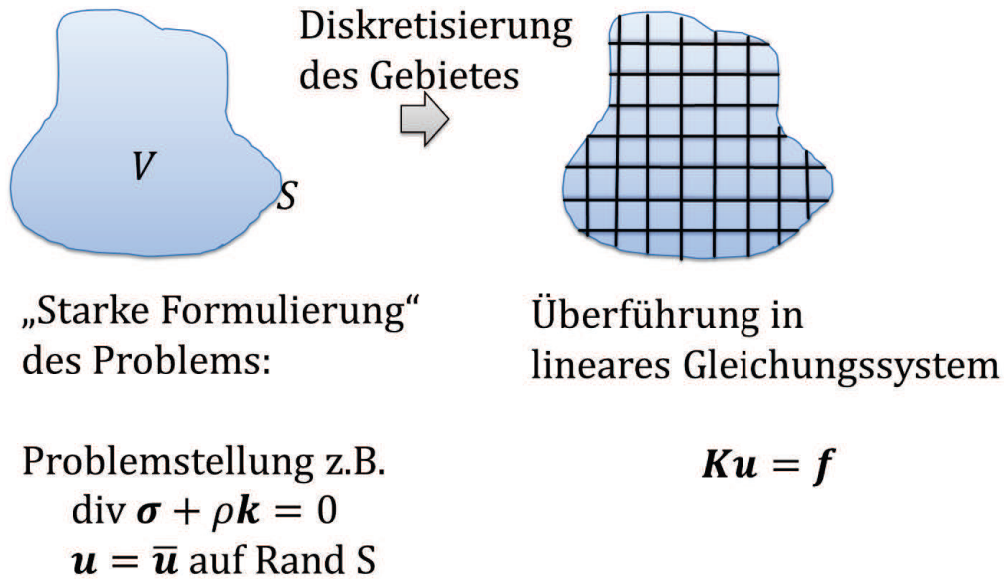


Abbildung 2.5: Schematische Darstellung der Funktionsweise der finiten Elemente Methode

Die in Abbildung 2.5 dargestellte *starke Formulierung* des Problems lässt sich wie folgt schreiben [87]:

$$\tilde{\nabla}^T \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{b} = 0 \quad (2.35)$$

wobei:

$$\boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{zz} \\ \sigma_{xy} \\ \sigma_{xz} \\ \sigma_{yz} \end{pmatrix}; \quad \tilde{\nabla}^T = \begin{pmatrix} \frac{\partial}{\partial x} & 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial y} & \frac{\partial}{\partial z} & 0 \\ 0 & \frac{\partial}{\partial y} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} & 0 & \frac{\partial}{\partial z} \\ 0 & 0 & \frac{\partial}{\partial z} & 0 & \frac{\partial}{\partial x} & 0 \end{pmatrix}; \quad \mathbf{b} = \rho \mathbf{k} = \begin{pmatrix} b_x \\ b_y \\ b_z \end{pmatrix} \quad (2.36)$$

Die Gleichung 2.35 wird mit einem beliebigen Gewichtsvektor \mathbf{v} multipliziert und durch Anwen-

dung des Satzes von Green-Gauß in folgende Darstellung überführt:

$$\int_V (\nabla \mathbf{v})^T \boldsymbol{\sigma} dV = \int_S \mathbf{v}^T \mathbf{t} dS + \int_V \mathbf{v}^T \mathbf{b} dV \quad (2.37)$$

mit

$$\mathbf{t} = \boldsymbol{\sigma} \mathbf{n} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx}n_x + \sigma_{xy}n_y + \sigma_{xz}n_z \\ \sigma_{yx}n_x + \sigma_{yy}n_y + \sigma_{yz}n_z \\ \sigma_{zx}n_x + \sigma_{zy}n_y + \sigma_{zz}n_z \end{pmatrix} \quad (2.38)$$

Die Darstellung in der Gleichung 2.37 wird als *schwache Formulierung* bezeichnet.

Die gesuchte Lösung \mathbf{u} des Problems soll nun durch die folgende Form approximiert werden:

$$\mathbf{u} = \mathbf{N} \mathbf{a} \quad (2.39)$$

Dabei ist \mathbf{N} der Vektor der Formfunktionen, wobei jedes Element genauso viele Formfunktionen \mathbf{N}^e wie Knoten besitzt. Die Formfunktion, die zum Knoten \mathbf{N}_i^e des Elementes gehört, muss folgende wichtige Bedingung erfüllen:

$$\mathbf{N}_i^e = \begin{cases} 1 & \text{im Knoten } i \\ 0 & \text{in allen übrigen Knoten} \end{cases} \quad (2.40)$$

Nach dem Galerkin-Ansatz wird für die Gewichtsfunktion ebenfalls die Formfunktion genutzt:

$$\mathbf{v} = \mathbf{N} \mathbf{c} \quad (2.41)$$

mit einer beliebigen Vektor \mathbf{c} , woraus folgt:

$$\tilde{\nabla} \mathbf{v} = \tilde{\nabla} \mathbf{N} \mathbf{c} = \mathbf{B} \mathbf{c} \quad (2.42)$$

Durch Einsetzen von (2.42) in (2.37) ergibt sich:

$$\int_V \mathbf{B}^T \boldsymbol{\sigma} dV = \int_S \mathbf{N}^T \mathbf{t} dS + \int_V \mathbf{N}^T \mathbf{b} dV \quad (2.43)$$

Unter der Annahme elastischen Verhaltens gilt für den Zusammenhang von Spannung und Dehnung nach Gleichung (2.23):

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{D}(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_0) \quad (2.44)$$

mit den Anfangsdehnungen $\boldsymbol{\varepsilon}_0$.

Durch Darstellung von

$$\boldsymbol{\varepsilon} = \tilde{\nabla} \mathbf{u} = \tilde{\nabla}(\mathbf{N} \mathbf{a}) = \mathbf{B} \mathbf{a} \quad (2.45)$$

geht (2.43) in

$$\left(\int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} \mathbf{B} dV \right) \mathbf{a} = \int_S \mathbf{N}^T \mathbf{t} dS + \int_V \mathbf{N}^T \mathbf{b} dV + \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} \boldsymbol{\varepsilon}_0 dV \quad (2.46)$$

über. Die Gleichung (2.46) lässt sich unter der Betrachtung der Summanden der rechten Seite

in kompakter Form zusammengefasst schreiben:

$$\mathbf{K}\mathbf{a} = \mathbf{f}_b + \mathbf{f}_l + \mathbf{f}_0 = \mathbf{f} \quad (2.47)$$

mit der Steifigkeitsmatrix

$$\mathbf{K} = \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} \mathbf{B} dV, \quad (2.48)$$

dem Vektor der Anfangsdehnungen

$$\mathbf{f}_0 = \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} \varepsilon_0 dV, \quad (2.49)$$

dem Lastvektor

$$\mathbf{f}_l = \int_V \mathbf{N}^T \mathbf{b} dV \quad (2.50)$$

und dem Randvektor

$$\mathbf{f}_b = \int_S \mathbf{N}^T \mathbf{t} dS, \quad (2.51)$$

der von den spezifische Randbedingungen des Problems abhängt. In den Gleichungen (2.46) und (2.47) sind das Volumen V und der Rand S auf das gesamte Gebiet bezogen. Für einzelne finite Elemente mit dem Volumen V_e und dem Rand S_e wird Gleichung (2.47) zu

$$\mathbf{K}^e \mathbf{a}^e = \mathbf{f}^e \quad (2.52)$$

Kapitel 3

Stand der Forschung

Im Folgenden wird ein Überblick über den Stand der Forschung zur simulationsbasierten Analyse der Verzugsentstehung im Laser-Sintern gegeben. Da die meisten Modellierungsansätze aus dem Bereich des Laserstrahlschmelzens von Metallen stammen, werden zunächst einige Modelle dieser Technologie vorgestellt. Für das Laser-Sintern wird zusätzlich ein Überblick über bisherige Arbeiten zur Analyse des Temperaturfelds und der Materialeigenschaften gegeben. Da diese Arbeit makroskopische Effekte fokussiert, wird auf Ansätze zur Analyse von Vorgängen auf Ebene der Molekülverbindungen oder Mikrostrukturen nicht weiter eingegangen.

3.1 Prozessmodellierung des Laserstrahlschmelzens von Metallen

Entstehung von Eigenspannungen und Verzug

In der Literatur werden zwei Mechanismen der Verzugsentstehung beim Laserstrahlschmelzen von Metallen beschrieben [15]. Der erste Beitrag wird durch den *Temperature Gradient Mechanism (TGA)* hervorgerufen, der auf Grund hoher thermischer Gradienten an der Oberfläche durch die thermische Einwirkung des Lasers entsteht. Bedingt durch die hohe Temperatur sinken E-Modul und Fließgrenze ab; gleichzeitig wird die thermische Ausdehnung des Materials an der Oberfläche durch die unterliegenden, kühleren Bereiche an der Ausdehnung gehindert, so dass eine Stauchung des Materials, die beim Überschreiten der Fließgrenze plastisch wird, entsteht. Während der folgenden Abkühlung führt die thermische Dehnung zu einer Zugspannung im zuvor geschmolzenen Bereich. In den angrenzenden Bereichen, die plastisch verformt worden sind kommt es dann zur Entstehung von Druckspannungen.

Der zweite Mechanismus, der für die Entstehung von Eigenspannungen verantwortlich ist, wird durch die Volumenänderung der abkühlenden obersten Schicht hervorgerufen, so dass die Wirkung auf einer größeren Skala stattfindet. Auf Grund der hohen Wärmeleitfähigkeit von Metallen kühlt die umgeschmolzene, oberste Schicht schnell ab, wobei die thermische Kontraktion durch die unterliegende, bereits erstarrte Schicht eingeschränkt wird. In Folge kommt es zur Entstehung von hohen Zugspannungen an der Oberfläche. Nach dem Prozess wird das Bauteil von der Bodenplatte abgetrennt und es nimmt eine Form dem neuen mechanischen Gleichgewicht entsprechend an.

Kleinskalige thermische Ansätze

Zur Analyse der thermischen Vorgänge beim Laserstrahlschmelzen von Metallen wurden kleinskalige Ansätze in zwei [88] und drei Dimensionen [89, 90] entwickelt. Dabei wurden vielfach effektive Volumenquellen genutzt [89, 91, 90], wobei die Anzahl der betrachteten Laserpfade bei diesen Modellen limitiert bleibt. Aufbauend auf diesen Ansätzen wurden zur Analyse der thermischen Vorgänge auf größeren Skalen, Techniken wie *element birth and death* [92] und die Aufteilung von Laserpfaden in Laser-positions Punkte [93] genutzt. Die Verwendung von CFD-Methoden kann die Abbildungsdetaillierung der Vorgänge in der Wechselwirkungszone von Laser und Pulver zwar erhöhen, es sind jedoch starke Reduzierungen der Modellgröße hinsichtlich Rechenzeit notwendig [94, 95].

Makroskopische Verzugsberechnung durch nicht-lineare FEM-Berechnungen

Auf der Ebene transienter Berechnungen makroskopischer Effekte wurden verschiedene Ansätze zur Prozesssimulation und Vorhersage von Eigenspannungen und Verzug entwickelt, die im Hinblick auf die langen Rechenzeiten von thermomechanischen Berechnungen [96] verschiedene Abstrahierungen des Prozesses benötigen. Dazu zählen unter anderem die Zusammenfassung von mehreren Prozess-Schichten zu einer Elementschicht [96, 97, 98] und die Vernachlässigung von einzelnen Scanpfaden durch die gleichzeitige Belichtung gesamter Schichten [98]. Weitere Ansätze sind die Zusammenfassung von Scanpfaden zur Belichtung von Teilflächen [16] und die geometrieabhängige Zuordnung des Wärmeeintrages basierend auf einer Filigranitätsbewertung des Bauteils [99]. Der gewählte Abstrahierungsgrad des Wärmeeintrages sollte dabei von den Anforderungen hinsichtlich Genauigkeit und verfügbarer Zeit des Anwenders der Simulation abhängen [100].

Schnelle Ansätze zur makroskopischen Verzugsberechnung

Eine Weiterentwicklung der bestehenden Modelle in Anlehnung an die Methode des mechanisches Schweißnahtäquivalents (MSNÄ) [101, 102] wurde mit der *Methode des mechanischen Schichtäquivalents (MLE)* für das Laserstrahlschmelzen entwickelt [22] (siehe Abbildung 3.1). Der Ansatz entstammt der *inherent strain*-Methode, welche zur Berechnung von Schweißeigenspannungen langer Nähte entwickelt wurde [103, 104] und deren Annahme für die Eigenspannungsentstehung bleibende Dehnungen sind, die nach der Aufhebung mechanischer Randbedingungen einen Gleichgewichtszustand mit entsprechender Bauteil deformation hervorrufen [105]. In der Berechnung des Bauteilverzugs beim Laserstrahlschmelzen sieht diese einen inhärenten Dehnungsvektor ϵ^* vor, der schichtweise als Kraft auf das Bauteil wirkt und auf den das Material mit elastischen und plastischen Dehnungen reagiert.

Die grundsätzliche Funktionsweise der MLE-Methode besteht aus der Kopplung von Modellen über drei Größenordnungen. Auf der kleinsten Ebene, dem *Wärmequellen-Modell* wird mit Hilfe von Mikroschliffbildern eine effektive Goldak-Wärmequelle [106] kalibriert. Dabei werden Konvektion und Wärmestrahlung an der Oberfläche in der Simulation für eine realitätsnahe Abbildung berücksichtigt. Im zweiten Modell, dem Hatching Modell wird das Dehnungsfeld einer Schicht, das auf Grund der Scanstrategie in einer typische Insel der Größe $5 \times 5 \text{ mm}^2$ erzeugt wird, mit Hilfe einer transienten, thermomechanischen Berechnung ermittelt. Dazu wird aus

der Volumenquelle des Wärmequelle-Modells ein effektiver Wärmeeintrag abgeleitet, welcher in einzelne Elemente, die entsprechend der Scanrichtung und -geschwindigkeit aktiviert werden, eingebracht wird. Analog zum Wärmequellen-Modell werden auch hier Konvektion und Strahlung berücksichtigt.

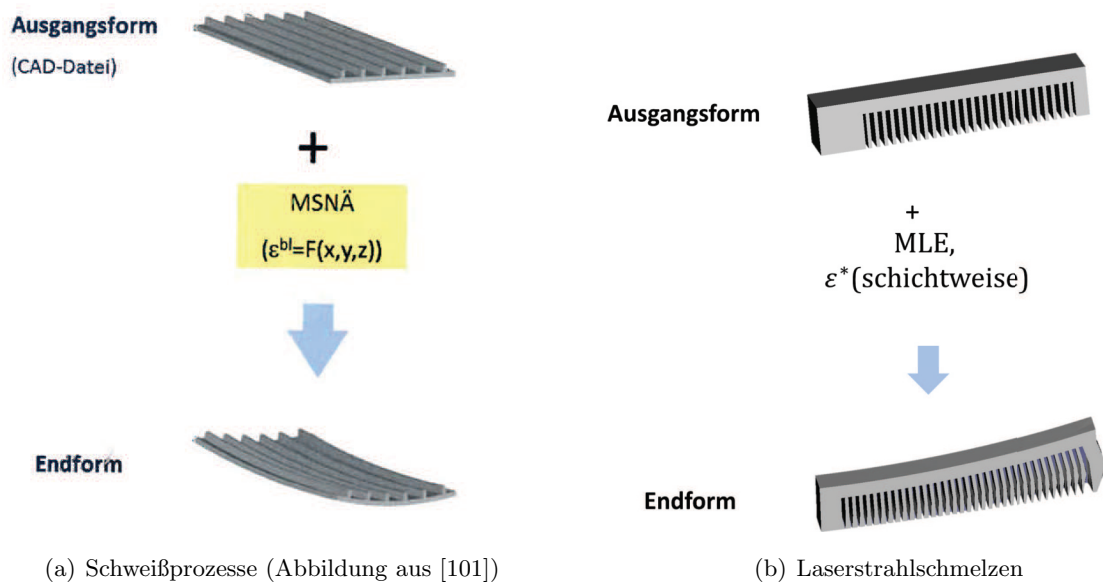


Abbildung 3.1: Ermittlung der prozessbedingten Endformen von Bauteilen beim Schweißen mit Hilfe des mechanischen Schweißnahtäquivalentes (links, Abbildung aus [101]) und des mechanischen Schichtäquivalents beim Laserstrahlschmelzen von Metallen (rechts)

Entsprechend dem Umschmelzen des Pulvers durch den Laser werden die Elemente mit effektiven Pulvereigenschaften aktiviert, wobei Fließgrenze und thermischer Ausdehnungskoeffizient auf Null gesetzt werden. Da das E-Modul in der mechanischen Berechnung nicht Null sein darf, wird der Wert auf einen Bruchteil ($\frac{1}{100}$) des E-Moduls des Festmaterials gesetzt. Das Ergebnis dieser Berechnung sind Dehnungswerte in alle drei Raumrichtungen, die bis auf die Randbereiche der Insel konstant sind, so dass ein inhärenter Dehnungsvektor abgeleitet werden kann, der als Eingabe für die mechanische Berechnung im Schichtmodell genutzt wird (siehe Abbildung 3.2).

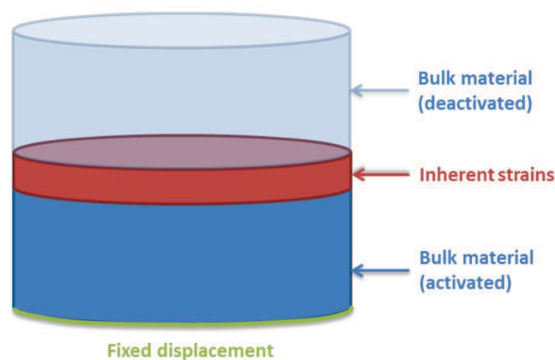


Abbildung 3.2: Prinzip des Schichtmodells zur schnellen Berechnung von Verzug ganzer Bauteile im Laserstrahlschmelzen. Abbildung aus [22].

Zum Beginn der Schichtberechnung werden zunächst alle Elemente deaktiviert. Diese werden anschließend schichtweise aktiviert und unter Vorgabe der ermittelten inhärenten Anfangsdehnungen das mechanische Gleichgewicht berechnet. Nach der letzten Schicht des Bauteils werden die mechanischen Randbedingungen aufgehoben und so das Ablösen des Bauteils von der Bauplattform simuliert. Da es sich bei der Berechnung um eine quasi-stationäre mechanische Berechnung handelt, können keine temperaturabhängigen Materialparameter verwendet werden. Dennoch bietet die Methode die Möglichkeit, in kurzer Zeit den makroskopischen Verzug ganzer Bauteile zu berechnen [22].

3.2 Stand der Forschung zum Laser-Sintern von Thermoplasten

3.2.1 Temperaturmessung und -simulation im Laser-Sintern

Temperaturmessung

Die Temperaturverteilung auf der Pulverbetttoberfläche wurde bereits in einigen Untersuchungen unter anderem mittels Thermografieaufnahmen betrachtet [107, 108, 109, 110]. Allerdings sind solche Messungen stark von dem experimentellen Aufbau, insbesondere von dem Betrachtungswinkel der Kamera, abhängig [110]. Mit Hilfe der Messungen wurden maximale Temperaturunterschiede von 7,5 K [109, 110] beziehungsweise 13 - 15 K [107, 108] auf der Pulverbetttoberfläche und bis zu 30 K an der äußeren Seite des Heizsystems ermittelt [108, 109, 110]. Punktuelle Messungen der Temperatur mittels Pyrometer auf der Pulverbetttoberfläche einer EOS P700 während einer Kalibrierung konnten die Größenordnung der gemessenen Temperaturdifferenzen von 7 K bestätigen [111]. Auf einen Zusammenhang zwischen der Temperaturverteilung in den Heizsystemen und der Pulverbetttoberfläche wurde jedoch nicht geschlossen, andere Faktoren, wie der Gasstrom, wurden als mögliche Ursache genannt [112].

Um die Temperaturverteilung im Pulverbett zu erfassen, wurden von Diller et al. [107, 108] RTD's (Resistance Temperature Detector) in das Pulverbett eingebracht. Diese zeigten trotz Vorwärmphase über Nacht eine Temperaturdifferenz von 25 K im Pulverbett gegenüber der Oberflächentemperatur. Die geringsten Temperaturen wurden in unmittelbarer Nähe zur metallischen Bauraumwand gemessen [108]. Josupeit et al. präsentierten einen weiteren Ansatz um die Temperatur an verschiedenen Stellen im Pulverbett zu ermitteln [113]. Dazu wurden über 50 Thermoelemente in glasfaserverstärkte Kunststoffrohre eingebracht, welche vertikal stehend unterhalb der Bodenplatte der Anlage montiert wurden und durch Löcher in den Bauraum ragen. Messungen der Pulverbetttemperaturen in Abwesenheit von Bauteilen wurden mit einer Standardabweichung von 2,7 K in 3 Versuchen reproduziert und zur Visualisierung des Temperaturfelds im Bauraum genutzt [113].

Makroskopische thermische Simulation

In einer aufbauenden Studie von Josupeit et al. konnte gezeigt werden, dass Inhomogenitäten der Temperatur, die auf der Pulverbetttoberfläche existieren, sich nur über eine begrenzte Zeit beziehungsweise Bauhöhe im Pulverbett nachverfolgen lassen. Im weiteren Verlauf überwiegt der Einfluss der Randbedingungen [114]. Mit Hilfe der Messungen wurde ein Simulationsmodell zur Berechnung des Temperaturverlaufes während der Abkühlphase entwickelt. Als Para-

meter zur Minimierung der Differenz zwischen gemessenen und berechneten Werten wurden der Wärmeübergangskoeffizient an den Rändern der Baukammer und die Leitfähigkeit des Pulvers genutzt. Die beste Übereinstimmung konnte bei der Kombination eines Koeffizienten von $\alpha = 10 \frac{\text{W}}{\text{m}^2 \text{K}}$ und einer Leitfähigkeit von $\lambda = 0,14 \frac{\text{W}}{\text{mK}}$ erzielt werden [115].

Die Messungen von Diller et al. [107, 108] wurden zur Kalibrierung eines zweidimensionalen fluid-dynamischen Simulationsmodells (CFD, Computational Fluid Dynamics) des gesamten Bau-raums genutzt. Dabei wurde insbesondere die Oberflächentemperatur untersucht, verschiedene Modellierungsansätze der effektiven Pulver-Wärmeleitfähigkeit getestet und diese mit Messungen der Wärmeleitfähigkeit angepasst. So konnten gute Übereinstimmungen von Simulation und experimenteller Messung der Oberflächentemperatur während des Aufwärmens erzielt werden [107].

Kleinskalige Simulationsansätze

Insgesamt liegt der Hauptteil bestehender Simulationsansätze jedoch bei der Berechnung des Temperaturfelds einzelner Laser-Pfade und der damit verbundenen Dichteentwicklung des Materials. Zu diesem Zweck wurden finite Elemente Modelle insbesondere für (amorphes) Polycarbonat [116, 117, 118, 119] verwendet, aber auch für kristalline und glasgefüllte, kristalline Werkstoffe weiterentwickelt [120, 121, 122].

3.2.2 Eigenschaften von Polyamid 12

Bestandteil eines validen Simulationsmodells ist die Abbildung des Materialverhaltens während des Prozesses. Für einen thermisch sensiblen Prozess wie das Laser-Sintern ist es daher notwendig, etwaige Temperaturabhängigkeiten der Materialparameter zu bestimmen. Nachfolgend sind Studien aufgeführt, die sich bereits mit Teilbereichen der Eigenschaften von Polyamid 12, auch unter Prozessbedingungen, beschäftigt haben. Dazu werden sowohl die Eigenschaften des Pulvers, als auch des generierten Feststoffes, welches in der Schmelze oder erstarrt vorliegen kann, analysiert.

Wärmeleitfähigkeit

Insbesondere die Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit $\lambda^P(\vartheta)$ von Pulverschüttungen stellt ein zentrales Problem dar, da diese vor allem durch den Kontakt einzelner Pulverpartikel bestimmt wird [123]. Der Kontakt selber wird durch die Verteilung der Partikel und den Druck, der auf die Schüttung wirkt, beeinflusst [124].

Eine umfangreiche Analyse der Leitfähigkeit von Pulverschüttungen und des Feststoffes aus Duraform PA wurde von Yuan et al. durchgeführt [125], bei der zur Messung der Wärmeleitfähigkeit die *Transient Plane Source*- Methode (TPS) eingesetzt wurde. Eine vergleichbare Studie wurde für das Material EOS PA2200 publiziert, wobei dort Hitzedraht und Nano-Flash zur Messung genutzt [120] und mit der Modellierung nach Zehner-Bauer-Schlünder [126] verglichen wurden. Eine weitere Möglichkeit die Pulverleitfähigkeit zu bestimmen, wurde von Josupeit et al. durch die iterative Anpassung der Leitfähigkeit im Berechnungsmodell im Vergleich mit Temperaturmessungen vorgestellt. Auf Grund der Komplexität dieses Problems konnte dabei jedoch keine Temperaturabhängigkeit ermittelt werden [115].

Tabelle 3.1: Studien zur Wärmeleitfähigkeit von Polyamid 12

Wärmeleitfähigkeit			
	Material	Methode	Ergebnis
[115]	Pulver (EOS PA2200)	Simulation Nano-Flash	$\lambda^P = 0,14 \frac{W}{mK}$
[120]	Pulver (EOS PA2200)	Modellansätze [126, 127]	$\lambda^P(\vartheta) = 0,075 \dots 0,1 \frac{W}{mK}$, für $413 K \leq \vartheta \leq 493 K$
[125]	Pulver (Duraform PA)	TPS	$\lambda^P(\vartheta) = (0,047 \frac{\vartheta}{453 K} + 0,0489 \frac{\rho}{1,01(g/cm^3)} + 0,0349) \frac{W}{mK}$, für $313 K \leq \vartheta \leq 443 K$
[125]	Feststoff (Duraform PA)	TPS	$\lambda^{Fk}(\vartheta) = 0,22 \dots 0,3 \frac{W}{mK}$, für $313 K \leq \vartheta \leq 443 K$
[128]	Feststoff / Pulver (EOS PA2200)	Hitzedraht Nano-Flash	$\lambda(\vartheta) = (0,078 + \left(\frac{0,23}{4+10^{(20-0,12 \frac{\vartheta}{^\circ C})}} \right)) \frac{W}{mK}$ für $0^\circ C \leq \vartheta \leq 250^\circ C$

Dichte

Auch die Dichten von Pulverschüttungen und dem generierten Material wurden analysiert, wobei die Ergebnisse differenziert betrachtet werden müssen, da Prozessparameter, wie die Energiedichte, die Schichthöhe und die Orientierung des Bauteils einen Einfluss auf die Bauteildichte ausüben [129]. Die Dichte von gesintertem PA 2200 liegt etwa bei $1 \frac{g}{cm^3}$ [130, 131] und die einer losen Pulverschüttung ca bei $0,4 \frac{g}{cm^3}$ [130, 132]. Temperaturabhängige Untersuchungen der Dichte bei Abkühlung aus der Schmelze konnten eine gesamte Reduzierung des spezifischen Volumens um 11,5 Prozent mit einem Kristallisationsanteil von 4,4 Prozent [133] aufzeigen. Aus den pvT-Daten von Rietzel [57] kann eine gesamte Abnahme von 8 – 9% abgeschätzt werden. Die Daten [57] wurden von Amado et al. [56] zur Berechnung temperaturabhängiger Funktionen für die Dichten ρ^{Fa} , ρ^{Fk} der amorphen und kristallinen Phase genutzt.

Tabelle 3.2: Studien zur Dichte von Polyamid 12

Dichte			
	Material	Methode	Ergebnis
[130]	Pulver (EOS PA2200)	Messung von Masse und Volumen	$\rho^P = 0,411 \dots 0,441 \frac{g}{cm^3}$
[132]	Pulver (EOS PA2200)	Messung von Masse und Volumen	$\rho^P = 0,43 \dots 0,44 \frac{g}{cm^3}$
[130]	Feststoff (EOS PA2200)	Archimedische Waage	$\rho^{Fk} = 0,9907 \dots 1,0208 \frac{g}{cm^3}$
[131]	Feststoff (EOS PA2200)	N/A	$\rho^{Fk} = 0,959 \frac{g}{cm^3}$
[56]	Feststoff (EOS PA2200)	pvT-Daten [57]	$\rho^{Fa}(\vartheta) = (0,961 - 0,00061 \frac{\vartheta}{K}) \frac{g}{m^3}$ $\rho^{Fk}(\vartheta) = (1,01 - 0,00061 \frac{\vartheta}{K}) \frac{g}{m^3}$

Spezifische Wärmekapazität

Eine Methode zur Bestimmung der spezifischen Wärmekapazität eines Materials ist die Dynamische Differenzenkalorimetrie (DSC) [134]. Drexler et al. nutzen eine analytische Funktion um gemessene, temperaturabhängige Werte von PA 2200 zu modellieren [120]. Punktuelle Messungen mit vergleichbaren Ergebnissen wurden von Josupeit et al. [115] und Amado et al. [56] durchgeführt.

Tabelle 3.3: Studien zur Wärmekapazität von Polyamid 12

Spezifische Wärmekapazität				
	Material	Methode	Ergebnis	
[115]	Feststoff (EOS PA2200)	DSC	10 °C 25 °C 84 °C 200 °C	$2,36 \frac{\text{J}}{\text{gK}}$ $2,4 \frac{\text{J}}{\text{gK}}$ $3,08 \frac{\text{J}}{\text{gK}}$ $3,16 \frac{\text{J}}{\text{gK}}$
[135]	Pulver / Feststoff (EOS PA2200)	DSC	$c_p = (2,65 + \left(\frac{109}{4(\frac{\vartheta}{^\circ\text{C}} - 184,3)^2 + 5,97}\right)) \frac{\text{J}}{\text{gK}},$ für $50^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 225^\circ\text{C}$	
[108]	Feststoff (Duraform PM Nylon)	N/A	$c_p^{\text{Fk}} = 1,800 \frac{\text{J}}{\text{gK}}$	
[56]	Feststoff (Duraform PA)	DSC	$c_p^{\text{Fa}} = (1,928 + 3,6 \cdot 10^{-6} \frac{\vartheta}{\text{K}}) \frac{\text{J}}{\text{gK}}$ $c_p^{\text{Fk}} = (1,399 + 9,1 \cdot 10^{-6} \frac{\vartheta}{\text{K}}) \frac{\text{J}}{\text{gK}}$	

3.2.3 Verzugsentstehung und -simulation beim Laser-Sintern

Entstehung von Verzug beim Laser-Sintern

Bei der Diskussion von bestehenden Prozesslimitierungen werden in der Literatur zur Erläuterung der Verzugsentstehung verschiedene Erklärungsansätze genutzt. Es werden sowohl die Entstehung von Eigenspannungen [136, 15] als auch Einflüsse durch die Bauraumposition und Temperatur [9] sowie eine zu schnelle Abkühlung [14], bei der durch unterschiedliche Bedingungen ungleichmäßige Schwindungen und folglich Eigenspannungen entstehen [137, 138], genannt. Konkretere Gründe für die Verzugsentstehung bei Verarbeitung teilkristallinen Thermoplasten werden in der Kristallisation beschrieben [56]. Dieses wird auch bei anderen Kunststoffverarbeitungsformen wie dem Rotationsguss als Grund gesehen [139, 140, 141, 142]. Dort wird die Bewegung einer Kristallisationsfront, die damit verbundene Schwindungsdehnung und die asymmetrische Entstehung von Eigenspannungen dargestellt [139].

Experimentelle Verzugsanalysen

Eine Studie zur Untersuchung des auftretenden Bauteilverzugs in Abhängigkeit der thermischen Bauraumverhältnisse wurde von Soe [111] durchgeführt. Als besonders anfällig für die Ausbildung von Bauteilverzug wurde eine Kastenform-Bauteilgeometrie identifiziert, woraus abgeleitet wurde, dass hauptsächlich die Seitenwände für den Bauteilverzug verantwortlich sind. Des Weiteren konnte Soe flache Platten verzugsfrei herstellen, solange die Bauteildicke auf 3-4 mm beschränkt blieb [111]. Weiterhin wurde beobachtet, dass die Pulverbetttemperatur eine we-

sentliche Einflussgröße für den Bauteilverzug darstellt, da bei einer Temperaturreduzierung um 1 K von 175 °C auf 174 °C eine Verdoppelung der Höhe des Bauteilverzugs an dem Probekörper gemessen wurde. Weiterhin wurde eine Verringerung des Verzugs mit zunehmendem Abstand von der Bauplattform gemessen [111].

In einer experimentellen Studie von Ren et al. [143] wurde der Einfluss verschiedener Prozessparameter auf den Verzug von einfachen Probekörpern aus PA12/HDPE untersucht. Insbesondere der Schichthöhe wurde ein großer Einfluss auf den Verzug nachgewiesen, da sich bei gleichbleibenden Laserparametern und steigender Schichthöhe durch unvollständiges Aufschmelzen keine perfekte Schichtanbindung ausbildet und die Entstehung von Eigenspannungen beeinflusst wird. Grundsätzlich muss diese Einflussgröße jedoch im Zusammenhang mit den Laserparametern betrachtet werden, da unvollständiges Aufschmelzen durch eine höhere Laserenergie korrigiert werden kann. Des Weiteren hat die nur partiell entstehende Verbindung einen negativen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften [143].

Ambrosy et al. [144] untersuchten den Bauteilverzug eines Probekörpers aus Polyamid 12, bestehend aus einer rechteckigen Grundplatte mit aufgesetzten, kreuzenden Rippen, auf einer DTM Sinterstation 2500 HS [144]. Zu diesem Zweck wurden 30 Probekörper in fünf Stapeln und sechs Ebenen flach liegend generiert und der resultierende Verzug taktil bestimmt. Die Analyse hat sowohl eine Abhängigkeit des Verzugs von der Baukammerposition durch das Vorliegen von minimalem und maximalem Verzug im hinteren Bereich der Anlage, als auch den unterschiedlichen Ebenen aufgezeigt. Zur Untersuchung des Einflusses der Entnahmetemperatur auf den Verzug, wurden in weiteren Prozessen die Bauteile bei 100 °C, 80 °C und 60 °C aus der Anlage entnommen und bei Raumtemperatur passiv abgekühlt. Dabei konnten keine signifikanten Unterschiede sowohl zwischen den einzelnen Entnahmetemperaturen als auch im Vergleich mit Probekörpern, die im Pulverbett abgekühlt sind, festgestellt werden. Als Gemeinsamkeit aller untersuchten Prozesse wurde übergreifend beobachtet, dass die Verzugsausprägung eine Höhenabhängigkeit besitzt. So wiesen die Probekörper an der Pulverbettoberfläche eine Wölbung in Richtung der Bauplattform auf, während die Probekörper im unteren Teil in Aufbaurichtung geneigt waren. In einer thermische Simulation des Prozesses konnte dieses Verhalten mit dem Durchschreiten der Kristallisationsfront durch das Bauteil korreliert werden und als Indiz für den Bedeutung der Kristallisation auf den Bauteilverzug analysiert werden.

Ansätze zur Verzugsberechnung

Einer der ersten Ansätze zur Simulation von Verzug am Beispiel von (amorphem) Polycarbonat im LS-Verfahren stammt von Dalgarno [145]. Dabei wurde von zwei Mechanismen der Verzugsentstehung ausgegangen: Auf der einen Seite entsteht Verzug durch Schwindungen im Sinterprozess und auf der anderen Seite durch thermische Dehnungen, die aus dem Pulverauftrag auf die zuletzt belichtete Schicht resultieren. Der Verzug wurde an einer $90 \times 26 \text{ mm}^2$ großen und 50 schichthohen Platte untersucht, bei welcher der Verzug in Form des Hochbiegen der Ecken auftrat. In dem zweidimensionalen Simulationsansatz, bestehend aus 10 Schichten, wurde elastisches Materialverhalten angenommen und element-schichtweise thermischen Dehnungen eingebracht. Die von Dalgarno [145] entwickelten Ansätze wurden von Jamal weiterentwickelt [146, 147], wobei durch die Erweiterung des Materialmodells durch Einbeziehung von

Viskoelastizität eine genauere Berechnung des Verzugs erzielt werden konnte. Eine Sensitivitätsanalyse konnte eine Reihe von Parametern aufzeigen, die besonders wichtig für die Entstehung bzw. Reduzierung von Verzug sind. Dazu zählen thermische Ausdehnungskoeffizienten, E-Modul, Vorwärmtemperatur und Bauraumtemperatur.

Ein kürzlich vorgestellter Ansatz lieferte Hinweise auf den Zusammenhang von Kristallisationsgrad und Bauteilverzug beim Laser-Sintern von teilkristallinen Thermoplasten [148]. Es wurde ein Maxwell-Modell zur Beschreibung des viskoelastischen Materialverhaltens unter Berücksichtigung der Kristallisation basierend auf einem Ansatz zur Überlagerung von Temperatur, Zeit und Kristallisationsgrad [149] entwickelt. Kalibriert wurde das Modell mit Hilfe von DSC-Messungen zur Beschreibung der Kristallisationskinetik [56] und rheologischen Messungen. Das zweidimensionale Modell wurde genutzt, um den entstehenden Verzug bei der Generierung einiger Schichten zu berechnen. Validiert wurde das Modell mit Hilfe der Messung der Auslenkung des Bauteils während des Prozesses, welche mit einer Kamera direkt aufgezeichnet wurde. Als wichtiges Ergebnis konnte der Zusammenhang zwischen Auslenkung und Kristallisationsgrad ermittelt werden. So wurde beobachtet, dass der Verzug erst ab einem gewissen Schwellenwert der Kristallisation ($\alpha \geq 0,5$) ausgebildet wurde. Limitiert wird der Ansatz jedoch durch die benötigte Berechnungszeit von einigen Tagen [150].

Materialmodellierung

Bezüglich der Beschreibung des mechanischen Materialverhaltens wurden in den genannten Simulationsmodellen und darüber hinaus verschiedene Ansätze entwickelt. Kunststoffe, aber auch Metalle bei höheren Temperaturen reagieren zunächst mit einer elastischen Antwort auf eine eintretende Kraft, erfahren jedoch anschließend eine zeitabhängige Dehnungszunahme (Kriechen). Im Fall einer konstanten Dehnung baut sich die anfängliche Spannung mit der Zeit ab. Materialien, welche dieses Verhalten zeigen werden als viskoelastisch bezeichnet, da sie viskoses und elastisches Verhalten kombinieren. Im Falle linearer Viskoelastizität kann der Zusammenhang zwischen der Spannung σ und der Dehnung ε durch

$$\varepsilon(t) = \int_{-\infty}^t J(t-t') \dot{\sigma}(t') dt' \quad (3.1)$$

beziehungsweise

$$\sigma(t) = \int_{-\infty}^t G(t-t') \dot{\varepsilon}(t') dt' \quad (3.2)$$

mit dem linearen Relaxationsmodul $G(t)$ und der Kriech-Kompilanz $J(t)$ ausgedrückt werden, die miteinander verknüpft sind [151]:

$$\int_0^t J(t-t') G(t') dt' = t \quad (3.3)$$

Die Gleichungen (3.1) und (3.2) werden als Boltzmann Superpositionsprinzip bezeichnet, nach dem im Fall linearer Viskoelastizität das aktuelle Materialverhalten eine Funktion der Vorgeschichte des Materials ist [152].

Zur Modellierung von viskoelastischem Materialverhalten werden häufig einfache Modelle aus Federn und Dämpfungselementen, die unterschiedlich verbunden sind, herangezogen (siehe Ab-

bildung 3.3).

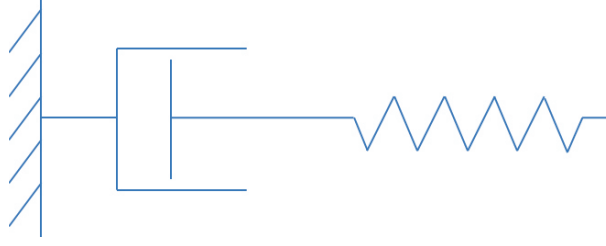


Abbildung 3.3: Einfaches Maxwell-Element zur Beschreibung von viskoelastischem Verhalten

Im Allgemeinen sind solche einfachen Modelle jedoch nicht in der Lage viskoelastisches Verhalten von realen Materialien korrekt zu beschreiben. Aus diesem Grund werden die beschriebenen Ansätze häufig durch Reihen- bzw. Parallelschaltung von mehreren Einzelementen verallgemeinert, so dass die Relaxation durch ein Spektrum ausgedrückt wird [153]. Das Relaxationsmodul $G(t)$ kann diskretisiert im Falle eines verallgemeinerten Maxwell-Elementes geschrieben werden als [154]:

$$G(t) = G_e + \sum_{i=1}^N g_i e^{\frac{-t}{\tau_i}} \quad (3.4)$$

Darin sind die τ_i die Relaxationszeiten der Einzelemente, die mit den Faktoren g_i gewichtet werden. Das Gleichgewichtsmodul G_e ist Null für viskoelastische Fluide und endlich für Festkörper.

Eine Möglichkeit das Relaxationsmodul zu ermitteln, ist die Durchführung von Kriech- und Spannungsrelaxierungsversuchen, die Aufschluss über das zeitliche Verhalten von Materialien auf der Größenordnung einiger Sekunden bis hinzu vielen Wochen liefern können [155]. Häufig ist jedoch das Verhalten auf wesentlich kürzeren Zeiten von Interesse. In diesen Fällen werden dynamische Experimente (z.B. Platte-Platte-Rheometrie [48]) vorgezogen, in denen ein sinusförmiger Kraftverlauf auf das Material angewendet wird, das sich zwischen zwei Platten befindet. Dabei wird die Kraft gemessen, die durch das Material von der einen auf die andere Platte übertragen wird und das komplexe Schubmodul $G^* = G' + iG''$ bestimmt. Im Falle eines verallgemeinerten Maxwell-Modells lassen sich das Speichermodul G' und das Verlustmodul G'' wie folgt darstellen [47]:

$$G'(\omega) = \sum_i^N g_i \frac{(\omega\tau_i)^2}{1 + (\omega\tau_i)^2} \quad (3.5)$$

und

$$G''(\omega) = \sum_i^N g_i \frac{(\omega\tau_i)}{1 + (\omega\tau_i)^2} \quad (3.6)$$

Bei bekanntem Verlauf der dynamischen Größen in Abhängigkeit von der Frequenz kann folglich das Relaxationsmodul $G(t)$ aus Gleichung 3.4 abgeleitet werden [151].

Für amorphes Polycarbonat wurde sowohl elastisches Materialverhalten angenommen [145], als auch viskoelastische Eigenschaften mit einem Maxwell-Modell modelliert [146]. Zur Beschreibung der Zeit-Temperatur-Überlagerung mechanischer Eigenschaften von linear-viskoelastischen Materialien werden häufig die Ansätze nach Williams-Landel-Ferry [156] und Arrhenius [157] verwendet. Bei der Modellierung des Verhaltens von teilkristallinen Thermoplasten kommt neben

der Temperatur der Kristallisationsgrad hinzu, der die mechanischen Eigenschaften beeinflusst, so dass das E-Modul eine Funktion der Zeit, Temperatur und des Kristallisationsgrades ist [139]. Während der Abkühlung verfestigt sich das Material und das Verhalten ändert sich von dem einer Flüssigkeit zu dem eines Festkörpers [158]. Ein verallgemeinertes Maxwell-Modell lässt sich dann, wie von Amado et al. [148] genutzt und auf Arbeiten von Eom et al. [149] basierend, schreiben als

$$G(t, \alpha) = \sum_i^N g_i(\alpha) e^{-\frac{t}{\tau_i(\alpha)}} \quad (3.7)$$

Ein pragmatischer Ansatz zur Modellierung von viskoelastischem Verhalten unter Berücksichtigung der Kristallisation, der in Simulationsansätzen genutzt wurde, ist die Definition einer Verfestigungsschwelle des Kristallisationsgrades α_S , ab der das Material als elastisch angesehen werden kann [139, 159]. Dazu müssen die rheologischen Eigenschaften ermittelt und dem Kristallisationsgrad zugeordnet werden, wobei auch durch die beiden Messmethoden Abweichungen in die Auswertung einfließen können [158] und größere Schwankungen bezüglich eines Schwellenwertes der Kristallisation ab dem Spannungen gemessen wurde [139, 160, 161, 162, 163]. Eine ausführliche Diskussion und Analyse verschiedener Arbeiten bezüglich kritischer Kristallisationsgrade von teilkristallinen Thermoplasten wurde von Lamberti et al. gegeben [158]. Dort wurden auch verschiedene Modelle zur Beschreibung des Zusammenhangs von Kristallisationsgrad und normierter rheologischer Funktion $\Gamma = \frac{\eta_c}{\eta_0}$, mit der Viskosität des kristallisierenden Materials η_c und der Schmelze η_0 , diskutiert [158]. Der Kernpunkt der Argumentation von De Santis et al. [159] für die Wahl des Schwellenwertes liegt in dem Einfluss der Spannungsrelaxation, welche nicht stattfindet, wenn die relevante Prozesszeit klein ist im Vergleich zur Relaxationszeit. Durch eine Analyse von verfügbaren Daten [164], konnte ein Schwellenwert von $\alpha_S = 0,95$ bestimmt werden, der die beste Übereinstimmung des berechneten Verzugs mit experimentellen Messungen lieferte.

Kapitel 4

Zielsetzung der Arbeit

Die Analyse des Standes der Forschung zeigt, dass die Verzugsentstehung beim Laser-Sintern von teilkristallinen Thermoplasten und die Modellierung dessen bisweilen nur wenig untersucht worden ist. Die existierenden Simulationsansätze im Laser-Sintern konzentrieren sich zumeist auf kleinskalige, thermische Berechnungen [116, 117, 118, 119, 120, 121, 122]. Anders als im Bereich des Laserstrahlschmelzens von Metallen gibt es nur wenige Ansätze zur makroskopischen Modellierung des Verzugsverhaltens, wobei diese auf die Berechnung weniger Schichten an einfachen Geometrien beschränkt bleiben [146, 148, 150]. Zudem wurden Erklärungen für den Prozessverzug mit Hilfe von Gemeinsamkeiten mit dem Laserstrahlschmelzen gegeben [15].

Auf Seiten der Materialuntersuchungen wurde intensiv die Auswirkung verschiedener Prozessparameter auf die Materialeigenschaften thematisiert [29, 32, 35, 37, 129, 25]. Einige Arbeiten haben zudem temperaturabhängige Eigenschaften analysiert [125, 120, 57, 56]. Da die gemessenen Materialkennwerte jedoch vom Feuchtigkeitsgehalt des Pulvers [165], den Herstellungsparametern [129], dem Mischungsverhältnis von altem und neuem Pulver [166], der thermischen Vorgeschichte [167, 168] oder dem Ausgangspulver [25] abhängen, ist keine konsistente Adaptation von Materialparametern möglich. Daher sind sowohl im Bereich der eigentlichen Modellentwicklung, als auch der Materialcharakterisierung und Materialmodellierung wissenschaftliche Arbeiten notwendig, um ein valides Simulationsmodell zur Verzugsberechnung zu entwickeln.

Aus bestehenden Simulationsansätzen des Laserstrahlschmelzens von Metallen wird deutlich, dass ein wichtiger Aspekt bei der Modellentwicklung die Rechenzeit ist, die bei großen Bauteilen sehr schnell in unakzeptable Höhen steigen kann [96]. Ein ideales Modell würde aus der Abbildung einzelner Pulverpartikel [169], ihre Verteilung durch einen Auftragsmechanismus und die Berechnung aller Scan-Pfade bestehen. Allerdings sind diese Ansätze weder auf reale Bauteile auf Grund der zu benötigten Rechenzeit übertragbar, noch zweckvoll, da die zu beobachtenden Effekte makroskopischer Natur sind. Auch die direkte, thermomechanische Berechnung ganzer Bauteile unter Berücksichtigung der Laser-Pfade ist nicht durchführbar [170]. Nur ein Ansatz, der in kurzen Zeiten in der Lage ist, Aussagen über den Effekt von Prozesseinstellungen zu liefern, kann in einem dynamischen Feld wie der additiven Fertigung angewendet werden. Folglich müssen geeignete Methoden entwickelt werden, um die Berechnung auf relevanten Effekte zu reduzieren.

Einen vielversprechenden Ansatz zur Umsetzung dessen, bietet die MLE-Methode in der schnellen Verzugsberechnung für das Laserstrahlschmelzen [22]. Basierend auf Definition eines, durch

die Scanstrategie beeinflussten, Vektors mit Anfangsdehnungen in der jeweils obersten Schicht eines finite Elemente Modells, wird die Prozessmodellierung auf einen Haupteffekt reduziert. Auf Grund der Unterschiede zwischen dem Laser-Sintern von Kunststoffen und dem Laserstrahlschmelzen von Metallen, die insbesondere in der Temperaturführung und dem Materialverhalten bestehen, ist eine direkte Anwendung der Methode im Laser-Sintern nicht möglich. Die Hauptannahme in der Methode des mechanisches Schichtäquivalents ist die Entstehung von Dehnungen in der obersten, abkühlenden Schicht. Beim Laser-Sintern wird das Material jedoch bis kurz unterhalb seiner Schmelztemperatur geheizt, so dass nur geringe Dehnungen während des Schichtauftrages zu erwarten sind. Des Weiteren erfahren teilkristalline Thermoplaste bei der Erstarrung einen Phasenübergang, dessen zeitliche Entwicklung vom Temperaturverlauf abhängt und das mechanische Materialverhalten beeinflusst.

Das **Ziel dieser Arbeit** wird daher wie folgt definiert:

Es soll eine Methode zur FEM-Berechnung des prozessbedingten Bauteilverzugs beim Laser-Sintern von teilkristallinen Thermoplasten am Beispiel von Polyamid 12 entwickelt werden. Dieses soll den, für den Verzug hauptverantwortlichen, Einfluss des ungleichmäßigen Kristallisationsverhaltens, welches durch anlagenspezifische, thermische Randbedingungen bedingt wird, abbilden. Um die zu benötigende Berechnungsdauer möglichst gering zu halten, müssen dazu effiziente Ansätze zur Modellierung des Prozesses und des Materialverhaltens entwickelt werden.

Kapitel 5

Experimentelle Prozessanalysen

Die in dieser Arbeit beschriebenen experimentellen Arbeiten zum Laser-Sintern wurden im Rahmen des Projektes „Simulationsbasierte Untersuchung von Bauteilverzug beim Laser-Sintern von Kunststoffen zur Entwicklung von prozesstechnischen Reduzierungsmaßnahmen“ an der Universität Duisburg-Essen durchgeführt [171]. Für die Untersuchungen wurden 2 unterschiedliche Anlagen genutzt, eine modifizierte DTM Sinterstation 2500 HS und eine EOS P100, wobei die Hauptuntersuchungen auf der DTM Sinterstation 2500 HS durchgeführt wurden. Die Anlage ist mit einem High-Speed-Upgrade der Firma LSS (LSS Laser-Sinter-Service GmbH) ausgestattet und besitzt einen 70 W CO₂-Laser. Zusätzlich beinhaltet die Anlage ein Advanced Temperature Guiding (ATG) System, das aus einem Multizonenheizer mit optimierter Temperatureinstellung und einer Behälterheizung aus 15 separierten Heizkreisen besteht. [144, 171, 172]

Die Grundfläche der Baukammer beträgt $380 \times 320 \text{ mm}^2$.

Für die Herstellung der genutzten Probekörper und auch alle sonstigen Untersuchungen wurde ein Polyamid 12 der Firma EOS (EOS GmbH) mit der Bezeichnung PA 2200 unter einem Mischungsverhältnis von 50 Prozent verwendet. Die Laser-Leistung belief sich auf 50 W für die Füllbelichtung, beziehungsweise 5 W für die Kontur. Die Scangeschwindigkeit betrug bis zu $10000 \frac{\text{mm}}{\text{s}}$ bei einem Spurabstand von 0,2 mm und einer Schichthöhe von 0,1 mm [144].

5.1 Verzugsanalyse

Zur Untersuchung der Einflüsse verschiedener Prozesseinflussgrößen auf den Verzug, wurde der in Abbildung 5.1 dargestellte Probekörper (Höhe = 10 mm) unter Vorgabe variierender Randbedingungen bei gleichen Prozessparametern isoliert generiert. Die Spezifikationen der veränderten Randbedingungen in den einzelnen Prozessen sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst. Der erste Prozess wurde als Referenzprozess mit gängigen Einstellungen genutzt. Dabei betrugen die Höhen der Aufheizschicht und der Abkühlphase 10 und 4 mm bei Temperaturen von 130 °C im Mantel, 150 °C in der Bodenplatte und 171 °C auf der Pulverbetttoberfläche. Im zweiten Prozess wurde die Temperatur der Bodenplatte um 10 Kelvin gesenkt. Im dritten Prozess wurde die Temperatur wieder auf 150 °C erhöht und gleichzeitig die Höhe der Abkühlschicht an der Oberfläche auf 7 mm verlängert. Im letzten Prozess erfolgte keine Aufbringung von Pulver oberhalb der letzten Bauteilschicht, so dass die Abkühlung unmittelbar nach der Sinterphase einsetzen konnte. Der Probekörper wurde jeweils mittig, flach liegend im Bauraum platziert.

Tabelle 5.1: Prozesseinstellungen für die isolierte Generierung von Verzugsproben

Prozessnummer	Höhe Abkühltschicht / mm	$T^{\text{Bauplattform}} / (^{\circ}\text{C})$
1	4	150
2	4	140
3	7	150
4	0	150

5.2 Temperaturmessungen

Zur Aufzeichnung der Temperatur stehen in der DTM Sinterstation 2500 HS am Lehrstuhl für Fertigungstechnik an der Universität Duisburg-Essen im Vergleich zu anderen Anlagen weitere Möglichkeiten bereit [171]. Neben der punktuellen Temperaturmessung an der Oberfläche mittels Pyrometer, wurden Thermoelemente in die Bauplattform und die Mantelheizung integriert. Zusätzlich wurde im Rahmen des Projektes eine Einlegevorrichtung konstruiert, mit der unmittelbar nach dem Prozess manuell Thermoelemente in den Pulverkuchen eingebracht werden können und so der Temperaturverlauf im Pulverbett punktuell aufgezeichnet werden konnte [171] (siehe obere Abbildung von 5.1). In den Untersuchungen wurden 8 Thermoelemente während der Abkühlphase des Referenzprozesses eingebracht. Die entsprechende Nummerierung und Anordnung ist im unteren Teil der Abbildung 5.1 dargestellt. Die Thermoelemente TH01, TH04, TH05 und TH08 befanden sich auf halber Bauteilhöhe, TH02 und TH07 auf Höhe der ersten Bauteilschicht und TH03 und TH06 auf Höhe der letzten Bauteilschicht. [172]

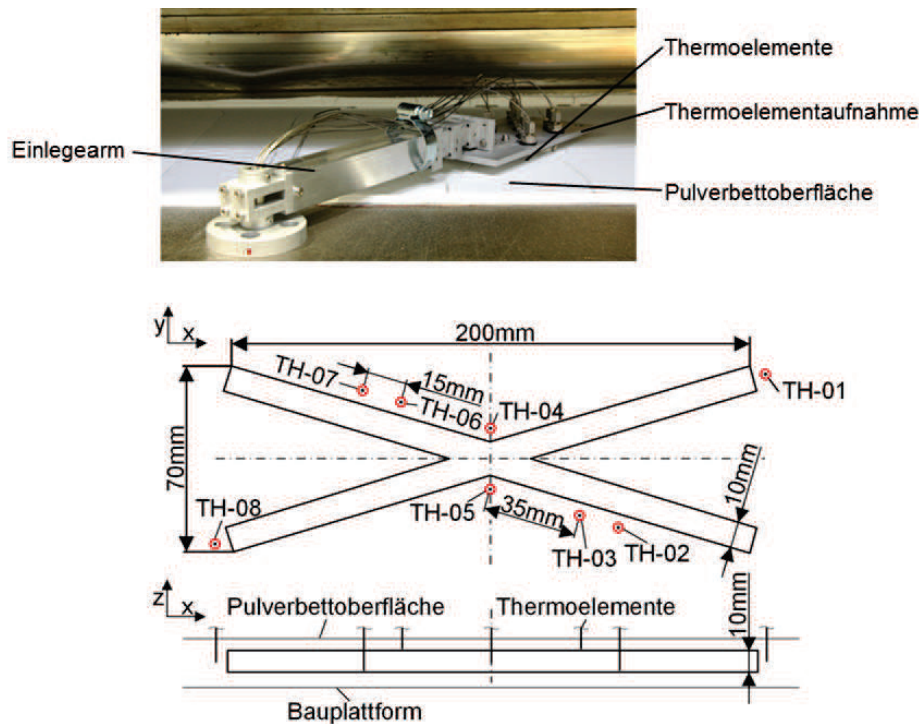


Abbildung 5.1: Einlegevorrichtung zur Platzierung von Thermoelementen im Pulverkuchen (oben, Abbildung aus [171]) und Platzierung und Nummerierung der Thermoelemente in der Umgebung des Probekörpers (unten, Abbildung aus [172])

5.3 Ergebnisse

Anlagentemperaturen

Unterkapitel gekürzt, Umfang: 2 Seiten

Pulverbetttemperaturen

In Abbildung 5.2 sind die gemessenen Temperaturverläufe von vier Messpunkten im Pulverbett des ersten Prozesses dargestellt [172].

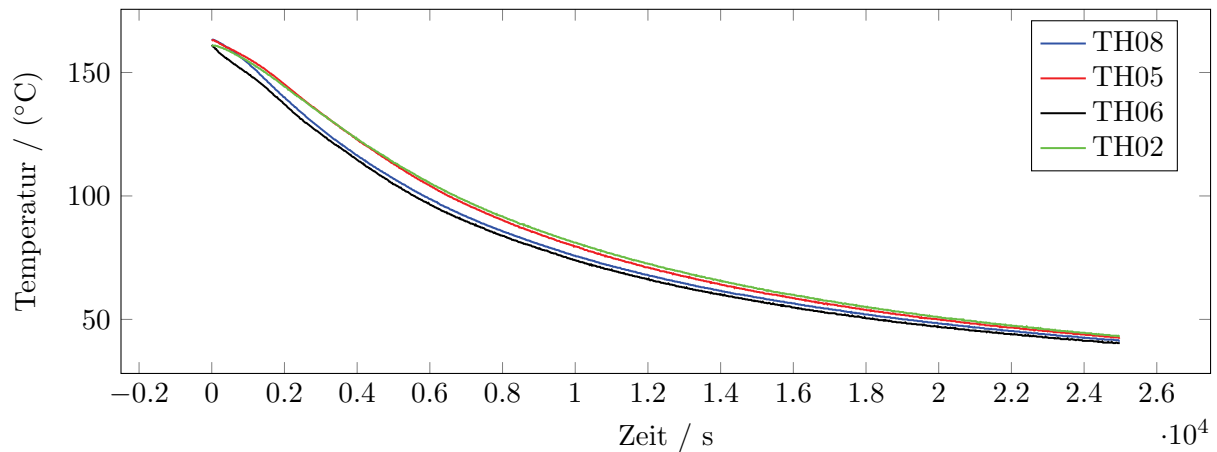


Abbildung 5.2: Gemessene Prozesstemperaturen im Pulverbett während der Abkühlphase. Abbildung aus [172].

Die maximale Abkühlrate im Pulverbett wird im Vergleich zu den Oberflächen leicht verzögert erreicht. Die Rate von TH05 liegt zunächst bei etwa $0,4 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ und erreicht das Maximum nach ca. 2500 Sekunden mit $0,7 \frac{\text{K}}{\text{min}}$. Danach sinkt sie bis zum Ende der Abkühlphase kontinuierlich auf $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ ab. Die Verläufe an TH08 und TH02 sind vergleichbar, sie unterscheiden sich nur in der Höhe der zeitlich begrenzten, maximalen Abkühlrate (TH08: $0,8 \frac{\text{K}}{\text{min}}$, TH02: $0,65 \frac{\text{K}}{\text{min}}$). [172]

Der Verlauf an TH03 weicht, trotz der Nähe zu TH02, von dessen während der Anfangsphase der Abkühlung stärker ab. Die höchste Abkühlrate ist zum Beginn mit $0,9 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ zu verzeichnen, erreicht nach 800 Sekunden ein lokales Minimum bei $0,6 \frac{\text{K}}{\text{min}}$, nach 2000 Sekunden ein lokales Maximum bei $0,8 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ und verringert sich von dort analog zu den anderen Messpunkten kontinuierlich auf $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$. An dem, zu TH03 punktsymmetrisch positionierten Element TH06 erfolgt der Ratenverlauf analog zu den übrigen Messpunkten, so dass von einer Messabweichung bei TH03 ausgegangen werden kann. In der Gesamtbetrachtung aller Messkurven wird die Abkühlrate im Pulverbett nicht größer als $1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ [172]. Abbildung 5.3 skizziert den typischen Verlauf der Abkühlrate im Pulverbett.

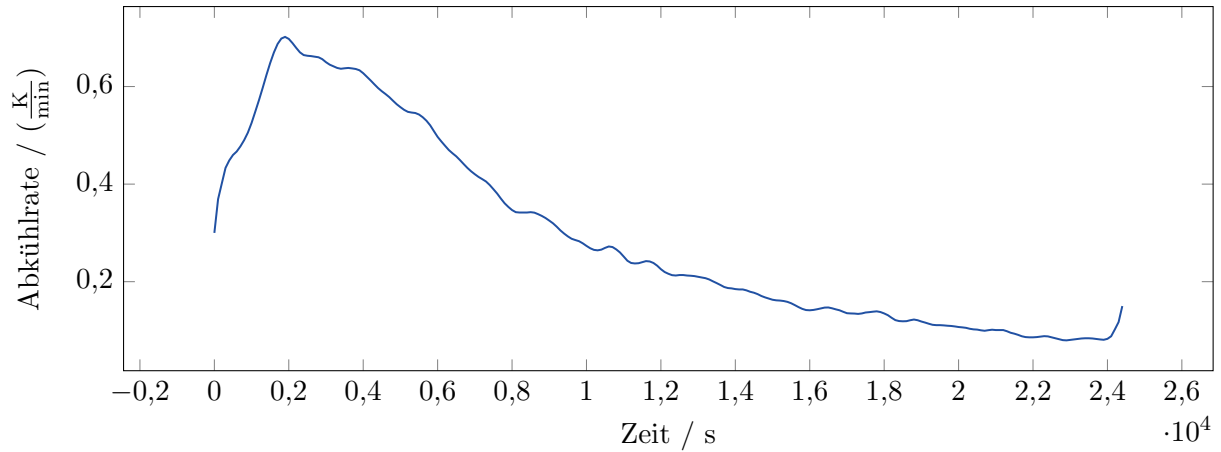


Abbildung 5.3: Typischer Verlauf der Abkühlrate im Pulverbett in der Abkühlphase. Abbildung in Anlehnung an [171, 172].

Bauteilverzug

In Abbildung 5.5 sind die gemessenen Verzüge in Aufbaurichtung der Probekörper dargestellt, die mittels Makroskop (VR-3000 Makroskop, Keyence) unter Vorgabe einer rechteckigen Fläche in der Bauteilmitte als Referenzebene bestimmt wurden (siehe Abbildung 5.4).

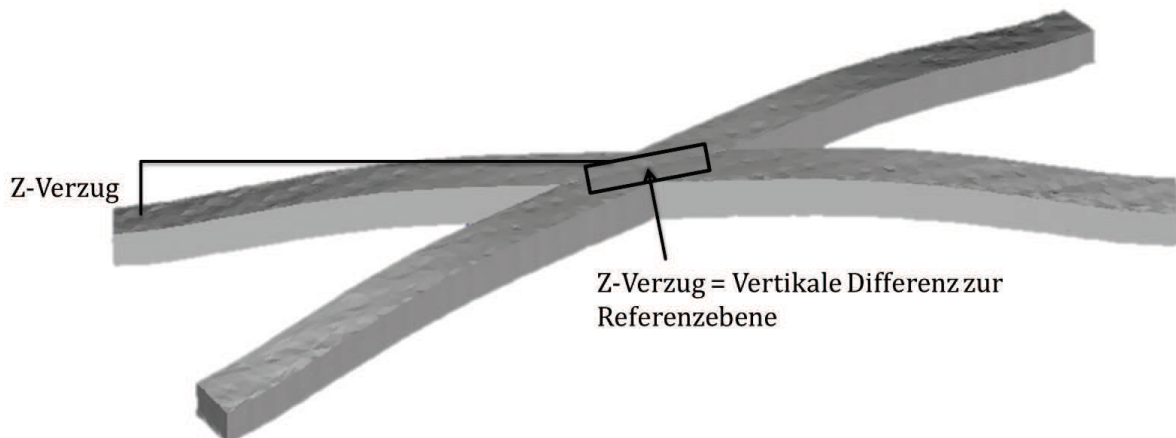


Abbildung 5.4: Definition des Bauteilverzugs

Dabei ist die obere Bauteilseite in den Versuchen 1, 3 und 4 konkav gekrümmt, nur in Prozess 2 neigen die Arme des Kreuzes in Richtung Pulverbetttoberfläche. Der Verzug des Referenzprozesses 1 liegt bei ca $330 \mu\text{m}$, Prozess 3 weist einen verringerten Verzug um ≈ 50 Prozent (ca. $170 \mu\text{m}$) auf. Der höchste Verzug mit etwa $650 \mu\text{m}$ wird in Prozess 4 gemessen. Prozess 2 hat einen, in der Höhe mit Prozess 1 vergleichbaren, Verzug von $300 \mu\text{m}$ hervorgerufen.

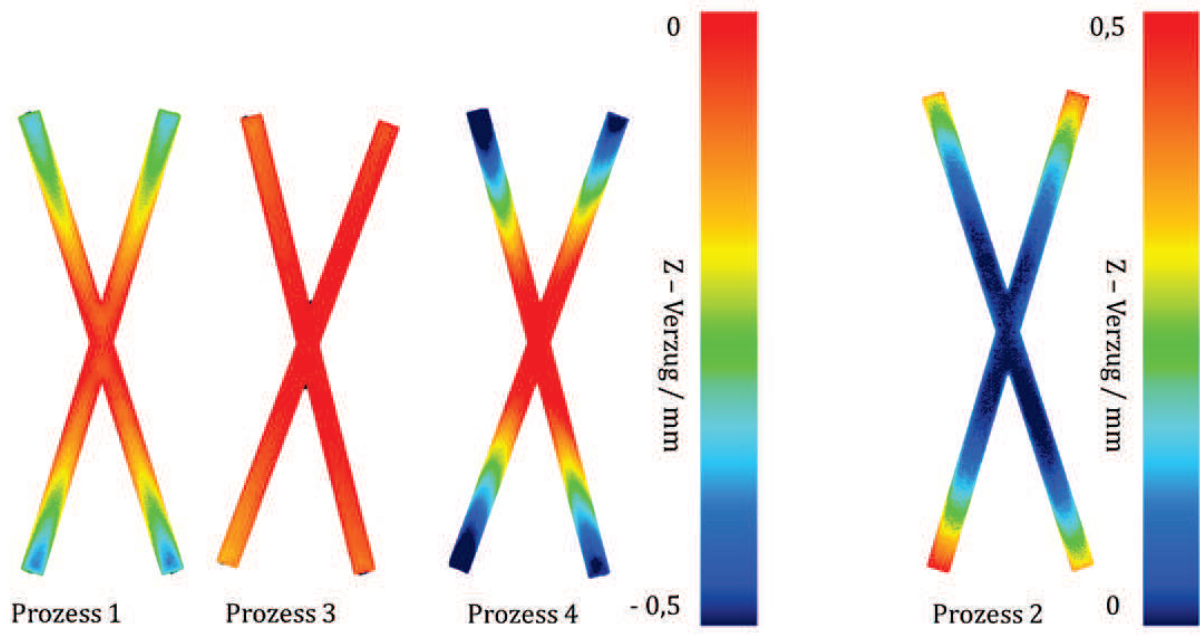


Abbildung 5.5: Gemessener Bauteilverzug der Probekörper in Aufbaurichtung

Kapitel 6

Materialmodell

Im folgenden Abschnitt werden die Materialanalysen, die zur Entwicklung des Materialmodells von Polyamid 12 durchgeführt wurden, erläutert. Da die Messung der Materialparameter durch Prüfeinrichtungen durchgeführt wurden, werden im Folgenden nur kurz die angewendeten Messmethoden beschrieben. Die Ergebnisse der DSC-Messungen zur Analyse der Kristallisationskinetik [173, 174], die Einflüsse der Temperatur auf die Zugeigenschaften [175], die rheologischen Untersuchungen [176] und Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität [173] sind bereits zu Teilen publiziert. Eine Auflistung der Einrichtungen, die mit den Messungen beauftragt worden sind, findet sich im Anhang.

Zur Erhöhung der Reproduzierbarkeit wurde das Pulver für die pvT-Messungen, die Wärmeleitfähigkeitsbestimmung mittels Hitzedraht und die rheologischen Untersuchungen über Nacht bei $\approx 85^\circ\text{C}$ getrocknet.

6.1 Methoden

Spezifisches Volumen und thermische Ausdehnung

Die Entwicklung der Dichte während der Abkühlung aus der Schmelze wurde durch die Aufnahme von pvT-Diagrammen [177] analysiert. Die Messungen wurden mittels pVT100 (Hersteller: SWO Polmyertechnik) im Temperaturbereich von 250°C bis 30°C , abkühlend bei vier verschiedenen Drücken (200 bar, 300 bar, 400 bar, 500 bar) und drei Abkühlraten ($2,5 \frac{\text{K}}{\text{min}}$, $5 \frac{\text{K}}{\text{min}}$, $10 \frac{\text{K}}{\text{min}}$) gemessen und auf ein bar extrapoliert.

Zusätzlich wurde der lineare thermische Ausdehnungskoeffizient mit Hilfe einer thermisch - mechanischen Analyse (TMA, Netzsch TMA 202) im Bereich von $20 - 170^\circ\text{C}$ analysiert. Bei diesem Messprinzip wird die Längenänderung ΔL eines Probekörpers mit einem Stempel, der mit einer geringen Last gegen eine Probe (hier $6,3 \times 6,3 \times 8 \text{ mm}^3$) drückt bei einer langsamen Temperaturerhöhung, gemessen. Der Probekörper wurde dreifach dem Heizzyklus unterworfen und die Bestimmung während der zweiten und dritten Messung durchgeführt.

Kristallisation

Die Kristallisationskinetik wurde mittels dynamischer Differenzkalorimetrie bestimmt. Dabei wird der Differenzenwärmestrom Φ zwischen dem zu untersuchenden Material und einer bekannten Referenzprobe, die beide dem gleichem Temperaturprofil unterliegen, gemessen. Eine gute Übersicht über die Methodik wurde beispielsweise von Hoohe [134] gegeben.

Während der Messungen wurden die Proben einem vorgegebenem Temperaturzyklus in Anlehnung an [56, 57] unterworfen. Zunächst wurden die Proben von 25 °C auf 120 °C geheizt, wo die Temperatur für 15 Minuten beibehalten wurde. Anschließend wurde die Temperatur auf 174 °C erhöht und für 2 Minuten gehalten. Die nachfolgende schnelle Aufschmelzung des Materials erfolgte mit einer Geschwindigkeit von 40 $\frac{\text{K}}{\text{min}}$ auf 240 °C. Im Anschluss wurde die Probe mit einer Rate von 40 $\frac{\text{K}}{\text{min}}$ bis zum Erreichen der isothermen Haltetemperatur abgekühlt. Im nicht-isothermen Fall erfolgte ebenfalls eine Kühlung auf 174 °C, die mit der entsprechenden Abkühlgeschwindigkeit auf Raumtemperatur fortgesetzt wurde. Isotherme Messungen wurden bei $\vartheta = 158, 160, 162, 164, 166$ und 168 °C und nicht-isotherme Messungen bei Abkühlraten von $\frac{d\vartheta}{dt} = 5, 2,5, 0,5$ und $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ durchgeführt. Die Messungen wurden auf einem Mettler-Toledo DSC 1/700 (Mettler-Toledo AG, Schwerzenbach, Schweiz) durchgeführt und die Daten im Endo-up Modus aufgezeichnet. [174]

Wärmeleitfähigkeit

Die Wärmeleitfähigkeit des Feststoffes wurde mittels der Flash-Methode [178] und der Hitze-drahtmethode gemessen [179]. Das Grundprinzip der Flash-Methode ist folgendes: Eine Probe der Dicke d wird einseitig einem starken Lichtpuls ausgesetzt. Die Temperaturerhöhung auf der Rückseite der Probe, die durch die Ausbreitung der Wärme in der Probe erfolgt, wird mit einem Infrarotdetektor aufgenommen. Mit Hilfe der Zeit $t_{\frac{1}{2}}$, welche die Wärmefront zur Diffusion durch die Probe benötigt, kann auf die Temperaturleitfähigkeit a des Materials geschlossen werden [180].

$$a = 0,1388 d^2 / t_{\frac{1}{2}} \quad (6.1)$$

Bei bekannter Wärmekapazität und Dichte lässt sich die Wärmeleitfähigkeit als Produkt berechnen

$$\lambda = a \cdot \rho \cdot c_p \quad (6.2)$$

Für die Messungen wurde ein Sandwich aus einer flachen, quadratischen Platte des generierten Materials und zwei Aluminum-Plättchen auf 160 °C erwärmt und beidseitig und leichtem Druck für 30 Minuten im Ofen belassen. Dieses Vorgehen wurde gewählt, um ein mögliches Abfließen des Polymers bei Erreichen des Schmelzbereiches zu verhindern. Zur Kontrolle, ob die Herstellung der Sandwich-Proben und die Aluminium-Plättchen einen Einfluss auf die Messungen haben, wurde zusätzlich im Bereich geringerer Temperaturen Messungen an freitragenden PA12 Proben vorgenommen. Diese wurden auf Grund ihrer teilweisen Transparenz mit einer $0,5 \mu\text{m}$ dicken Goldschicht besputtert.



Abbildung 6.1: Sandwich-Probe zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit

Die spezifische Wärmekapazität wurde mittels DSC (Messgerät: Perkin Elmer Diamond) bei einer Aufheizrate von $10 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ im Bereich von $10 - 250 \text{ }^\circ\text{C}$ gemessen. Die Probenmasse betrug 20 mg .

Zusätzlich zu den Flash-Messungen an den Plättchen-Proben aus PA12 wurde die Leitfähigkeit mittels Hitzedrahtmethode (Gerät: pvT 100, Hersteller: Thermo Electron GmbH) gemessen. Bei dieser Methode wird angenommen, dass sich eine unendlich lange und dünne, linienförmige Wärmequelle in einem unendlich ausgedehnten Material befindet. Die Wärme wird in einem Heizdraht erzeugt, durch den kurzzeitig elektrischer Strom fließt und die zu einer Temperaturerhöhung in dem umgebendem Material führt. Bei der Messmethode ist es grundsätzlich auch möglich, durch einen Stempel eine Kraft auf das zu untersuchende Material auszuüben, um den Einfluss von erhöhtem Druck zu analysieren. Für die Messung wurde der Messfinger, in den Heizdraht und Thermoelement integriert sind, in die Schmelze eingebracht, das Material unter einem Druck von 20 MPa auf die Messtemperaturen abgekühlt und die Wärmeleitfähigkeit nach Gleichung 6.3 bestimmt [181].

$$\lambda = \frac{C \dot{Q}}{4 \pi} \frac{\ln(t_2/t_1)}{\vartheta_2 - \vartheta_1} \quad (6.3)$$

Darin ist \dot{Q} die Wärmezufuhr je Länge und ϑ die gemessene Temperatur an den Zeitpunkten t_1 und t_2 . Die Konstante C wird durch die Messung an einer Probe mit bekannter Wärmeleitfähigkeit bestimmt.

Rheologische Eigenschaften

Zur Abschätzung des Einflusses der Kristallisation auf die mechanischen Eigenschaften wurden rheologische Messungen (parallele Platten, Rheometer AR 2000, TA Instruments) durchgeführt. Dazu wurde analog zu den DSC-Messungen ein Temperaturprofil mit einer finalen Abkühlungsrate von $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ vorgegeben und bei einer Frequenz von $\omega = 1 \frac{\text{rad}}{\text{s}}$ Speicher- und Verlustmodul in drei Messungen aufgenommen.

Im Fall eines linear viskoelastischen Materials folgt die Dehnung der Spannung mit einer Phasenverschiebung δ .

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin(\omega t) \quad (6.4)$$

$$\sigma = \sigma_0 \sin(\omega t + \delta) \quad (6.5)$$

Für das komplexe Schubmodul folgt daraus:

$$G^* = \frac{\sigma}{\varepsilon} = \frac{\sigma_0 e^{i\delta}}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma_0}{\varepsilon_0} (\cos \delta + i \sin \delta) = G' + iG'' \quad (6.6)$$

Die Anteile G' und G'' bezeichnen das Speicher- und Verlustmodul. Für den Verlustwinkel δ gilt:

$$\tan \delta = \frac{G''}{G'} \quad (6.7)$$

Speicher- und Verlustmodul sind Kenngrößen für den dissipativen Anteil und den übertragenen Anteil der Energie. Bei kleinen Phasenverschiebungen wird dementsprechend nur wenig Energie für innere Scheerbewegungen aufgewendet und das Material verhält sich elastisch. [46]

Zugeigenschaften

Zur Bestimmung der temperaturabhängigen Kurzzeiteigenschaften wurden Zugproben mittels Laser-Sintern generiert und Zugversuche nach DIN EN ISO 527-2 auf einer Zwick 250N5A durchgeführt. Sämtliche Proben wurden in der x-y-Ebene liegend gefertigt. Die Dehnung bis 0,25 Prozent wurde mittels Extensometer (Länge 25 mm, Breite 10 mm) gemessen. Um die Temperaturabhängigkeit zu untersuchen, wurden die Zugversuche in einer Klimakammer bei sieben Temperaturen zwischen 20 °C und 140 °C an je fünf Proben durchgeführt. Die Prüfung wurde begonnen, nachdem die Temperatur, die mittels aufgebrachtener Thermoelemente auf der Probenoberseite gemessen wurde, für mindestens fünf Minuten bei der Zieltemperatur lag. Zur Messung des E-Moduls und Bestimmung der Querkontraktionszahl wurde eine Geschwindigkeit von $1 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$ verwendet. Anschließend wurde das Extensometer entfernt, die Geschwindigkeit auf $50 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$ erhöht und die Proben bis zum Bruch gemessen. [175]

6.2 Ergebnisse

6.2.1 Spezifisches Volumen und thermische Ausdehnung

Spezifisches Volumen

Die Ergebnisse der pvT-Messungen bei einem bar Druck sind in Abbildung 6.2 dargestellt.

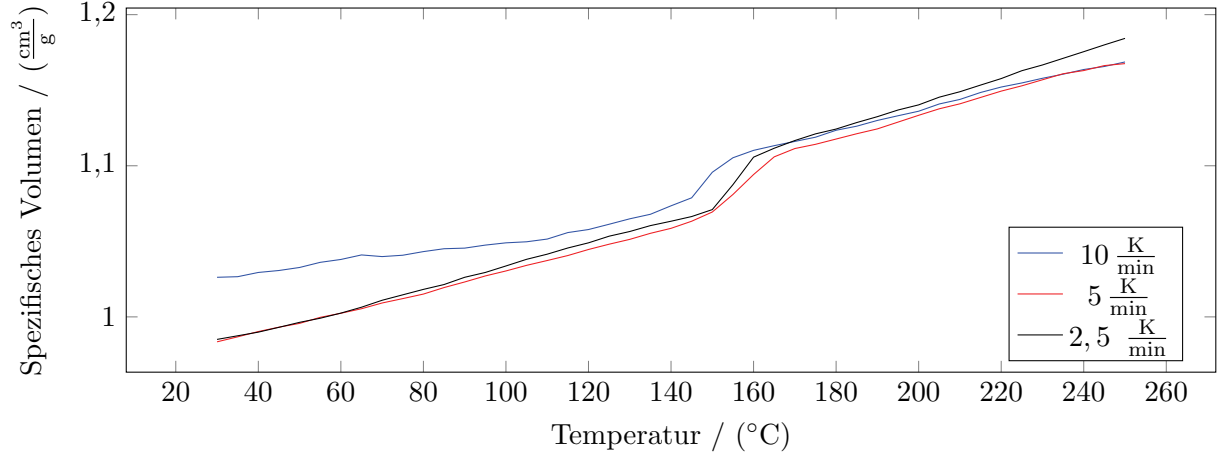


Abbildung 6.2: Gemessenes spezifisches Volumen im Bereich von 250 °C bis 30 °C bei drei Abkühlraten und einem bar Druck

Aus dem Diagramm ist zu erkennen, dass das spezifische Volumen mit sinkender Temperatur abnimmt. Bei etwa 150 °C tritt eine Kristallisationsstufe auf, welche sich mit steigender Kühlgeschwindigkeit zu niedrigeren Temperaturen verschiebt. Um den Einfluss der Abkühlrate auf die gesamte Schwindung zu untersuchen ist nachfolgend (Abbildung 6.3) die Differenz $\Delta\nu = \nu - \nu_0$ ($\vartheta = 250$ °C) dargestellt:

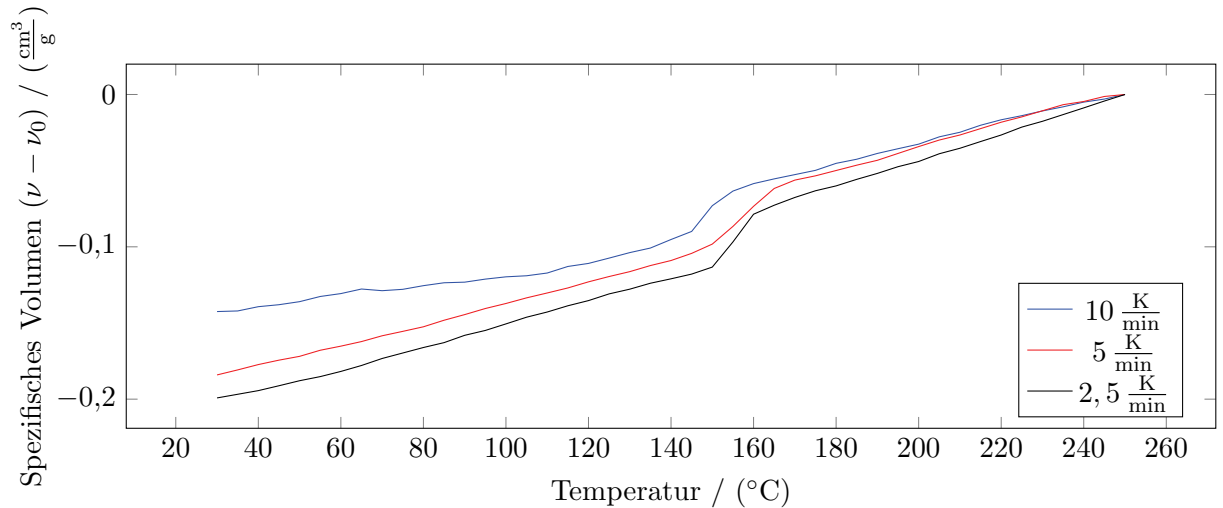


Abbildung 6.3: Normiertes spezifisches Volumen bei drei Abkühlraten und einem bar Druck

Die gesamte Schwindung $S^{\max} = \frac{\nu^0 - \nu(\vartheta=30^\circ\text{C})}{\nu^0}$, die Kristallisationsschwindung zwischen dem Anfangs- und Endpunkt der Kristallisation $S^k = \frac{(\nu^{\text{kr}0} - \nu^{\text{kr}e})}{\nu^{\text{kr}0}}$ und die lineare Schwindung im kristallinen Bereich $S^{\text{th}} = \frac{\nu^{\text{kr}e} - \nu(\vartheta=30^\circ\text{C})}{\nu^{\text{kr}0}}$ sind in Tabelle 6.1 ausgewertet.

Tabelle 6.1: Änderung des spezifischen Volumens bei Abkühlung aus der Schmelze

Rate / ($\frac{\text{K}}{\text{min}}$)	2,5	5	10
S^{max}	0,16	0,15	0,12
S^{k}	0,031	0,033	0,024
S^{th}	0,076	0,077	0,047

Aus den Daten wird deutlich, dass die Abkühlrate die Änderung des spezifischen Volumens beeinflusst. Die Steigungen der Messungen bei $10 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ und $5 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ im amorphen Bereich weichen von der bei $2,5 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ um 20 und 12 Prozent ab. Im kristallinen Bereich liegen die Abweichungen bei 49 und 6 Prozent. Die thermische und kristallisationsbedingte Volumenschwindung sind bei den geringeren Abkühlraten jedoch prinzipiell gleich, so dass die Existenz einer kritischen Abkühlgeschwindigkeit gefolgert werden kann, unterhalb derer es keine relevante Abhängigkeit der spezifischen Volumenänderung durch die Abkühlrate gibt. Für die weitere Modellierung wird die maximal mögliche Volumenschwindung durch die Kristallisation $V^{\text{kr max}} = S^{\text{k}}$ wie folgt genutzt:

$$V^{\text{kr max}} = 0,033 \quad (6.8)$$

Unter Vernachlässigung des Verlaufes bei $10 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ im kristallinen Bereich, lässt sich die temperaturabhängige Dichte des teilkristallinen und des amorphen Materials im Bereich $30^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 250^\circ\text{C}$ ermitteln:

$$\rho^{\text{Fk}}(\vartheta) = 1,0377 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} - 6,83 \cdot 10^{-4} \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \frac{\vartheta}{^\circ\text{C}} \quad (6.9)$$

$$\rho^{\text{Fa}}(\vartheta) = 0,9899 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} - 5,55 \cdot 10^{-4} \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \frac{\vartheta}{^\circ\text{C}} \quad (6.10)$$

Die Dichte des Pulvers wurde aus der Literatur [132] entnommen und zu

$$\rho^{\text{P}} = 0,4 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \quad (6.11)$$

abgeschätzt.

Thermische Ausdehnung

Aus der Steigung des spezifischen Volumens im kristallinen Bereich kann zusätzlich der Volumenausdehnungskoeffizient $\gamma = 3\alpha^{\text{th}}$ abgeschätzt werden.

$$\gamma = \frac{1}{\nu_0} \frac{\partial \nu}{\partial \vartheta} = 6,8 \cdot 10^{-4} \frac{1}{\text{K}} \quad (6.12)$$

Das Ergebnis der TMA-Messung zeigt keinen konstanten Wert des linearen thermischen Ausdehnungskoeffizienten, sondern eine leichte Zunahme mit steigender Temperatur. Im Bereich von $25 - 30^\circ\text{C}$ wurde ein Wert von $\alpha^{\text{th}} = 112 \cdot 10^{-6} \frac{1}{\text{K}}$ und zwischen 60°C und 100°C von $\alpha^{\text{th}} = 161 \cdot 10^{-6} \frac{1}{\text{K}}$ bestimmt. Der durch die pvT-Messungen ermittelte Wert liegt oberhalb beider Werte bei $\alpha^{\text{th}} = 227 \cdot 10^{-6} \frac{1}{\text{K}}$. Basierend auf den Ergebnissen wird im Folgenden ein

konstanter Wert von

$$\alpha^{\text{th}} = 140 \cdot 10^{-6} \frac{1}{\text{K}} \quad (6.13)$$

angenommen. Wie aus den pvT-Daten ersichtlich ist, lässt sich zwar eine Stufe im Bereich der Kristallisation erkennen, welche den Übergang von der amorphen zur teilkristallinen Phase wiedergibt, die zeitliche Auflösung der Daten lässt jedoch keine weiteren Schlüsse auf die Kristallisationskinetik selber zu. Diese wurde daher mit Hilfe von DSC Messungen analysiert und ist im nachfolgenden Abschnitt beschrieben.

6.2.2 Kristallisationskinetik

In Abbildung 6.4 sind die gemessenen Wärmeströme bei isothermer Kristallisation dargestellt. Mit zunehmender Temperatur nimmt der Betrag des maximalen Wärmeflusses ab und das Maximum wird zu späteren Zeiten verschoben. Die Gesamtzeiten für den Ablauf der Kristallisation variieren zwischen 5 Minuten bei 158 °C und 100 Minuten bei 168 °C.

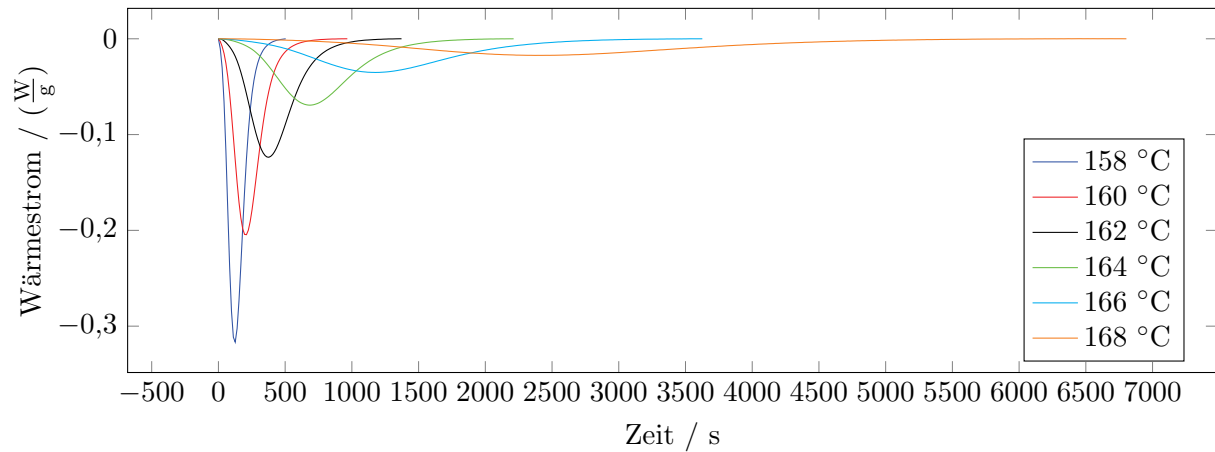


Abbildung 6.4: Gemessener Wärmestrom bei isothermer Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].

In Abbildung 6.5 sind die Verläufe des Wärmestroms während der nicht-isothermen Experimente dargestellt. Vergleichbar mit den isothermen Messungen, führt eine langsamere Abkühlung zur Abnahme des maximalen Wärmestroms und verschiebt den Zeitpunkt des maximalen Wärmestroms auf eine höhere Temperatur. Grundsätzlich ist die maximale Amplitude des Wärmestroms während der nicht-isothermen Messungen höher als bei den isothermen. Bei einer Abkühlrate von $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ dauert die Kristallisation etwa 80 Minuten.

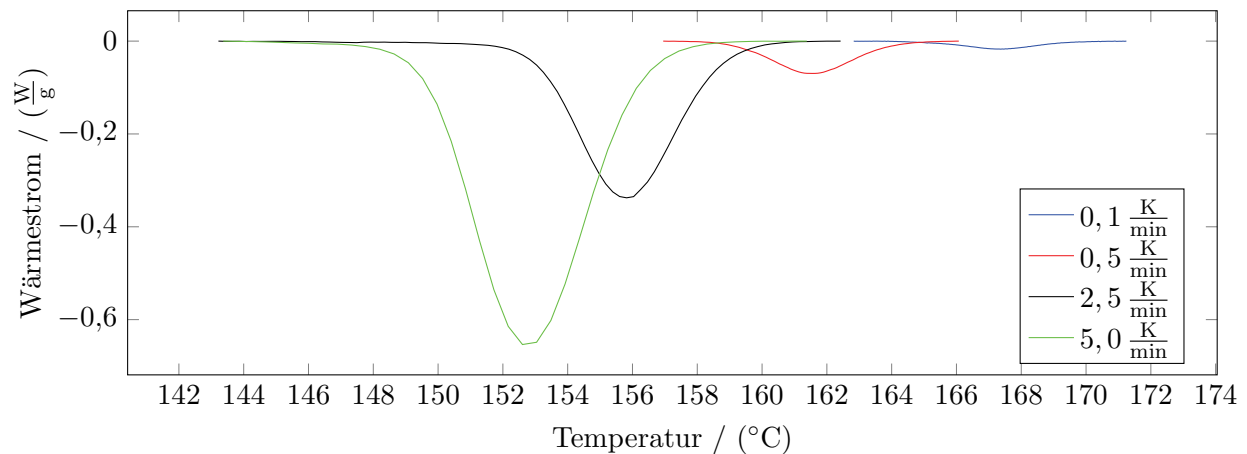


Abbildung 6.5: Gemessener Wärmestrom bei nicht-isothermer Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].

Auswertung

Bei der Analyse eines Phasenübergangs wie der Kristallisation existieren verschiedene Parameter, die das Ergebnis beeinflussen können. Von besonderer Bedeutung sind insbesondere der

Reaktionsanfang, das Reaktionsende und die virtuelle Basislinie im Bereich dazwischen, die zur Berechnung des Wärmestroms benötigt wird. Diese Basislinie ist das Signal, das gemessen werden würde, wenn keine Reaktion stattfinden würde.

Bestimmung von Kristallisationsanfang und -ende

Reaktionsanfang und Reaktionsende werden als die Punkte bestimmt, in denen das Signal von einer interpolierten Gesamtbasislinie, die in denen Bereichen ohne Phasenübergang vorliegt, abweicht bzw. zu ihr zurückkehrt. Im Umkehrschluss bedeutet dieses wiederum, dass diese beiden Punkte von der interpolierten Basislinie und damit beispielsweise von der zur Berechnung genutzten Anzahl an Datenpunkten abhängen [182]. Typischerweise werden diese Punkte manuell bzw. durch visuelle Inspektion des Signals bestimmt. Dieses Vorgehen kann jedoch zu Abweichungen führen, die durch die subjektive Einschätzung der auswertenden Person entstehen [183]. Die Hauptherausforderung für einen Algorithmus zur Bestimmung des Kristallisationsanfanges t_0 und -endes t_e ist die Funktionsfähigkeit bei unterschiedlichen Signalstärken, wie es bei den vorliegenden Daten der Fall ist. Auf der einen Seite dürfen die Punkte für schwache Signale bei hohen Temperaturen nicht unterschätzt werden, auf der anderen Seite sollte bei kurzen, starken Signalen, die bei niedrigeren Temperaturen gegeben sind, das Ende nicht überschätzt werden. Der zur Bestimmung entwickelte Algorithmus sieht wie folgt aus:

Zunächst wird die zeitliche Änderung $\Delta\Phi$ des gemessenen Wärmestroms Φ berechnet, die nach dem Phasenübergang einen konstanten Wert annimmt. Im Folgenden wird die Differenz Φ_{diff} von $\Delta\Phi$ und dem Mittelwert $\bar{\Delta\Phi} = \frac{1}{n} \sum_{i=t_1}^{n=t_2} \Delta\Phi_i$ für $t_2 > t_1$ und $t_1 \gg t_e$ berechnet. Dabei ist t_e eine Schätzung des Endpunktes. Als Endpunkt der Kristallisation wird dann der Zeitpunkt ermittelt, ab dem Φ_{diff} einen Schwellenwert von $\epsilon = 0,01(\max(\Phi_{\text{diff}}))$ unterschreitet. Dazu wird, beginnend bei $t = t(\max(\Phi_{\text{diff}}))$, iterativ vorgegangen:

$$\begin{cases} \text{falls } \Phi_{\text{diff}} > \epsilon : t \rightarrow t + 1 \\ \text{sonst } t_e = t \end{cases} \quad (6.14)$$

Sind Anfang- und Endpunkt der Kristallisation bekannt, werden Basislinie und Kristallisationsgrad simultan ermittelt.

$$\alpha(t) = \frac{\int_{t_0}^t [\Phi(t) - B(t)] dt}{\int_{t_0}^{t_e} [\Phi(t) - B(t)] dt} \quad (6.15)$$

Die Basislinie wird wie folgt berechnet

$$B(t) = (1 - \alpha(t))\tilde{T}_0(t) + \alpha\tilde{T}_e(t) \quad (6.16)$$

Dabei sind $\tilde{T}_0(t) = a_0 + m_0 \cdot t$ und $\tilde{T}_e(t) = a_e + m_e \cdot t$ die Tangenten im Anfangs- und Endpunkt t_0 und t_e der Kristallisation.

Die genaue Betrachtung der Daten zeigt, dass bei 158, 160, 162 und 164 °C eine geringe Abweichung zwischen der Höhe des Wärmeflusses vor und nach der Kristallisation liegt. Diese ist darauf zurückzuführen, dass die Kristallisation bereits während der Abkühlung auf die Zieltemperatur eingesetzt hat [182]. Da die Abweichungen jedoch weniger als fünf Prozent der maximalen Differenz zwischen Wärmestrom-Maximum und der Basislinie betragen, wurde der Anfangspunkt

manuell auf das lokale Maximum des Wärmestroms gesetzt. Aus diesem Grund ist die Tangente in den entsprechenden Startpunkten eine horizontale Linie. Bei 166 °C und 168 °C existiert ein kurzer Bereich zwischen dem Einsetzen der Kristallisation und dem Ende des Ausgleichwärmestroms, der beim Übergang in die isotherme Haltephase entsteht, an dessen Ende manuell der Anfangspunkt der Kristallisation gesetzt wurde. Im Gegensatz zu der isothermen Kristallisation hat sich bei den nicht-isothermen Experimenten für alle Abkühlraten eine eindeutige Basislinie vor dem Einsetzen der Kristallisation ausgebildet, so dass auch der Anfangspunkt mit dem Algorithmus (in negative Zeitrichtung iterierend) berechnet werden konnte.

Die iterative Berechnung der Basislinie und des Kristallisationsgrades wurde solange durchgeführt, bis die maximale Änderung von $B(t)$ kleiner als 10^{-11} betrug.

Das Integral im Nenner von Gleichung (2.7) ergibt die gesamte Kristallisationswärme, dessen Mittelwert über die isothermen Messungen

$$H_c = (45,92 \pm 2,2) \frac{J}{g} \quad (6.17)$$

ergibt. In Abbildung 6.6 ist ein Beispiel des resultierenden Differenzsignals und der Schwellenwertlinie dargestellt.

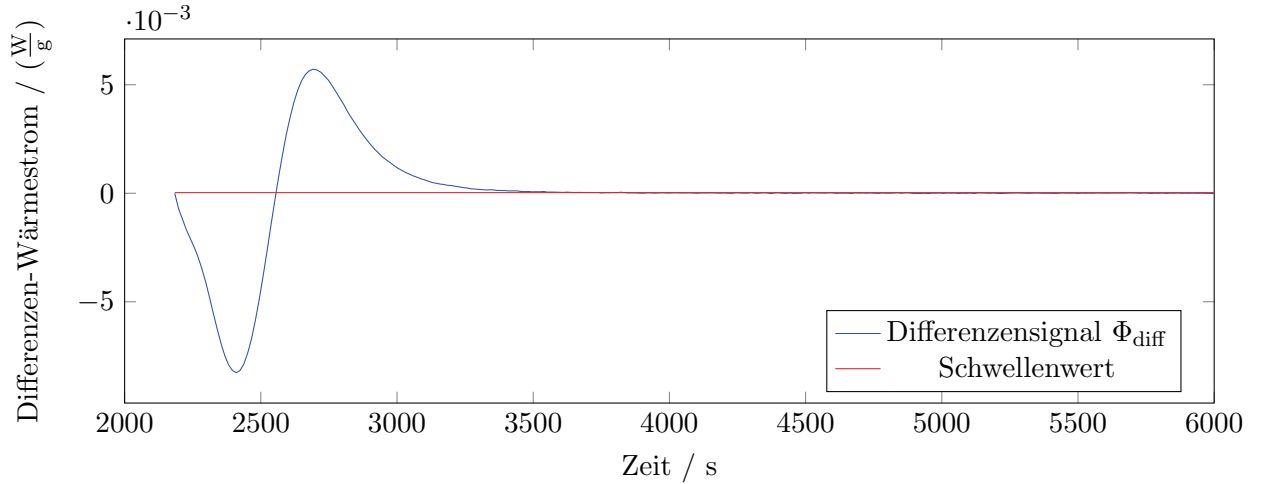


Abbildung 6.6: Beispiel für Differenzen-Wärmestrom und Schwellenwertlinie

Ermittlung der Avrami-Parameter

Zur Berechnung der Parameter n und $k(\vartheta)$ nach Gleichung (2.11) für das Avrami-Modell muss die entsprechende Geradengleichung der linearisierten Daten abgeschätzt werden. Dabei wurde eine gute Linearisierung in einem Bereich von 3 bis 95 Prozent ($R^2 > 0,99$) [57] und 30 bis 70 Prozent [79] erhalten. Eine andere Möglichkeit wurde in der Vorgabe eines Bestimmtheitsmaßes von $R^2 > 0,9990$, das von der Linearisierung erzielt werden muss gesehen, wodurch jedoch auch der Kristallisationsbereich für die Interpolation auf $0,03 \leq \alpha \leq 0,2$ beschränkt wurde [182].

Basierend auf diesen Vorarbeiten wurde wie folgt vorgegangen: Zunächst wurde die Ausgleichsrechnung in einem Intervall um $\alpha = 0,5$ durchgeführt. Die einbezogene Datenmenge wurde dann zunächst am unteren Ende und danach am oberen Ende um Datenpunkte vergrößert, solange $R^2 > 0,995$. Um die Beeinflussung durch Abweichungen bei geringen Kristallisationswerten zu verhindern wurde der untere Bereich bei $\alpha = 0,03$ begrenzt. Mit diesem Vorgehen konnten

Linearisierungen für Kristallisationswerte im Bereich $0,03 \leq \alpha \leq 0,96$ erreicht werden. In Abbildung 6.7 sind die linearisierten Auftragungen nach Gleichung 2.11 und die Ausgleichsgeraden dargestellt.

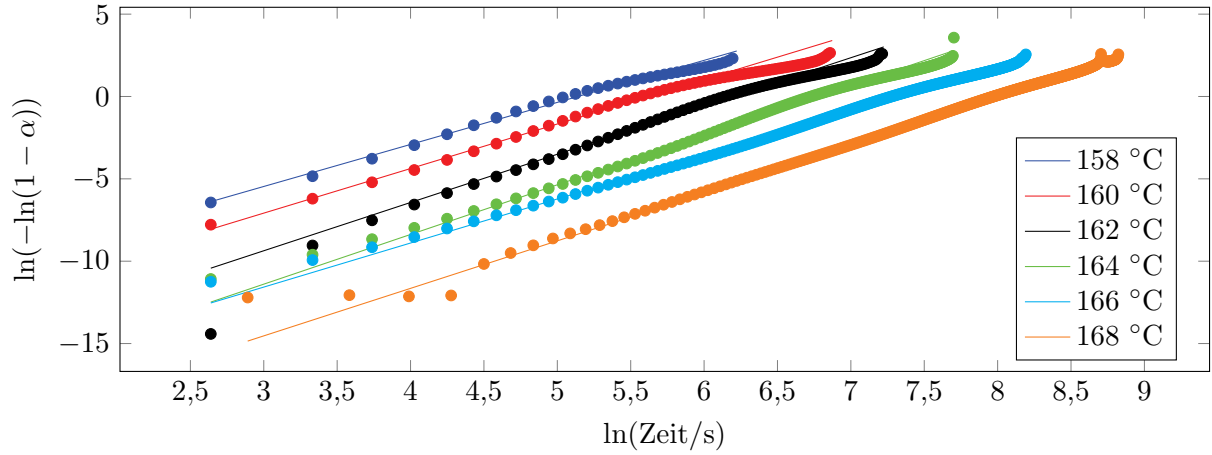


Abbildung 6.7: Linearisierung der Kristallisationsverläufe entsprechend Gleichung (2.11). Abbildung in Anlehnung an [174].

Die ermittelten Werte der Avrami-Exponenten n , der Avrami-Raten k und der Halbkristallisationszeiten $t_{\frac{1}{2}}$ sind in Tabelle 6.2 zusammengefasst.

Tabelle 6.2: Auswertung der isothermen DSC-Messungen: Avrami-Exponent, Avrami-Rate und Halbkristallisationszeit

Temperatur / (°C)	n	k	$t_{\frac{1}{2}}/s$
158	2,5	$2,00 \cdot 10^{-6}$	136
160	2,7	$2,510 \cdot 10^{-7}$	226
162	2,9	$1,302 \cdot 10^{-8}$	408
164	3,0	$1,325 \cdot 10^{-9}$	738
166	2,6	$3,086 \cdot 10^{-9}$	1267
168	2,8	$8,502 \cdot 10^{-11}$	2553

In Abbildung 6.8 sind die zeitlichen Verläufe der experimentell ermittelten und mit dem Avrami-Modell berechneten Kristallisationsverläufe dargestellt. Die Kurven zeigen dem hohen Determinationskoeffizienten entsprechend eine gute Übereinstimmung.

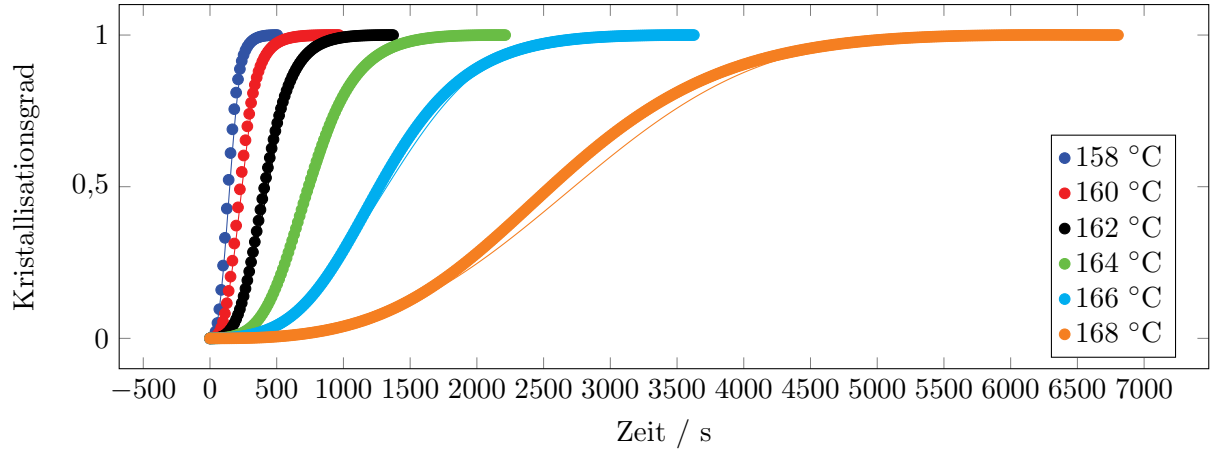


Abbildung 6.8: Vergleich von gemessenem und mit dem Avrami-Modell berechnetem Verlauf der Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].

Bestimmung der Parameter für das Nakamura-Modell

Zur Kalibrierung des Nakamura-Modells wurden die isothermen Halbkristallisationszeiten genutzt, um die Parameter K_0 und K_G nach Gleichung 2.15 zu berechnen. Für die Regressionsrechnung wurden die Materialkennwerte ϑ_G und ϑ_0 aus den Messdaten zu $\vartheta_G = 60\text{ °C}$ und $\vartheta_0 = 190\text{ °C}$ abgeschätzt. Die Daten sind nach der linearisierten Form von Gleichung (2.15) in Abbildung 6.9 dargestellt, die zugehörigen Parameter betragen: $K_G = 109540$ und $K_0 = 8811$.

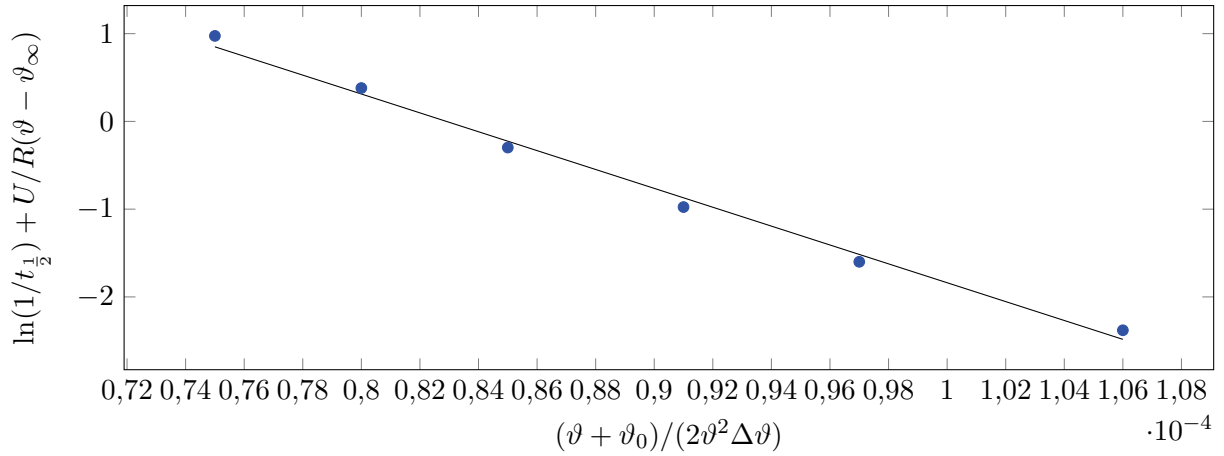


Abbildung 6.9: Linearisierte Darstellung zur Bestimmung von K_0 und K_G . Abbildung in Anlehnung an [174].

Zur Verdeutlichung der Güte des Modells in Bezug auf die gemessenen Daten ist in der Abbildung 6.10 die aus den Messdaten berechnete Halbkristallisationszeit und die entsprechende Modellvorhersage dargestellt. Abbildung 6.11 zeigt die zugehörige modellierte und die aus den Messdaten ermittelte Rate.

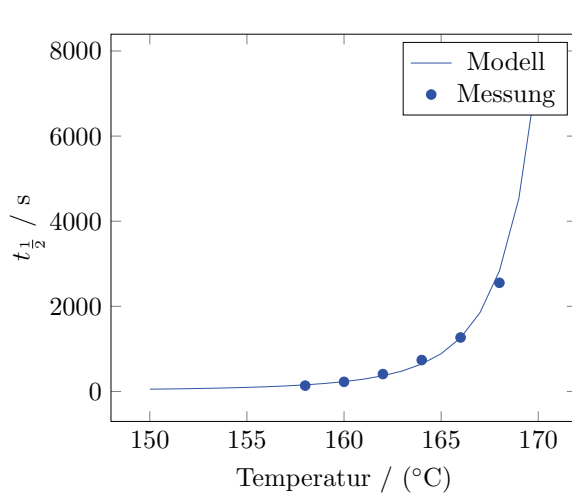


Abbildung 6.10: Berechnete und durch Messung ermittelte Halbkristallisationszeit. Abbildung in Anlehnung an [174].

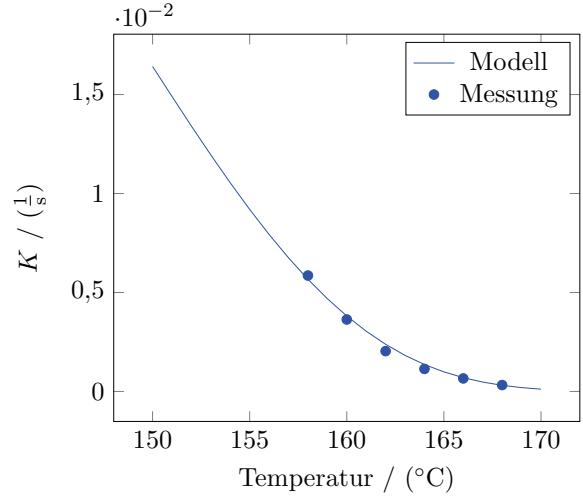


Abbildung 6.11: Berechnete und durch Messung ermittelte Nakamura-Rate. Abbildung in Anlehnung an [174].

Entsprechend der hohen Güte ($R^2 = 0,998$) der Linearisierung zur Berechnung von K_0 und K_G in Abbildung 6.9 können die ermittelten Halbkristallisationszeiten und die Raten mit guter Übereinstimmung durch den Hoffmann-Lauritzen-Ansatz beschrieben.

Vergleich von Experiment und Modellierungsergebnis

In den folgenden Abbildungen (6.13 und 6.12) sind die berechneten Verläufe der isothermen und der nicht-isothermen Kristallisation zusammen mit den Messkurven dargestellt. Zur Berechnung wurde der Avrami Exponent auf den Mittelwert von $\bar{n} = 2,8$ gesetzt und die Temperaturverläufe entsprechend den Messungen vorgegeben.

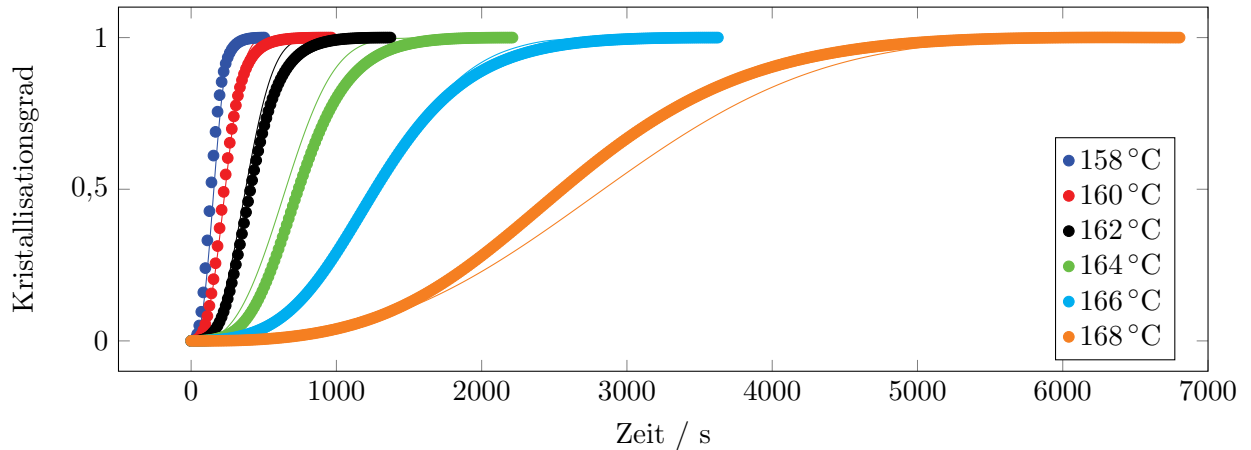


Abbildung 6.12: Gemessene und mit dem Nakamura-Modell berechnete isotherme Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].

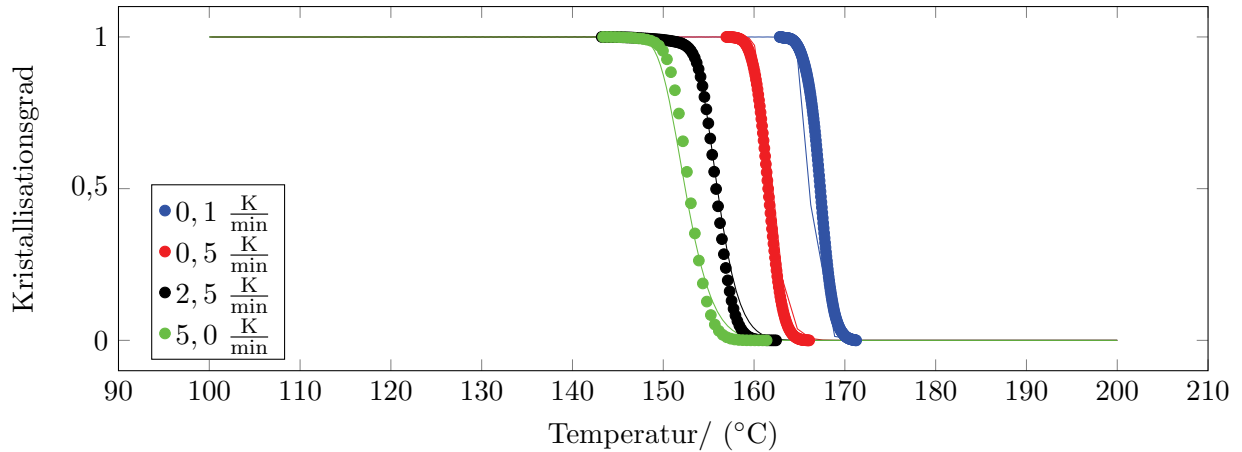


Abbildung 6.13: Gemessene und mit dem Nakamura-Modell berechnete nicht-isotherme Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].

Fazit

Die Modellierung der nicht-isothermen Kristallisationskurven zeigt insgesamt eine hohe Übereinstimmung mit den Messergebnissen, so dass zur weiteren Betrachtung des Kristallisationsverhaltens im Laser-Sinter-Prozess das Modell von Nakamura genutzt werden kann.

Grundsätzlich ist zu berücksichtigen, dass die Kalibrierung nur an einem kleinen Temperaturbereich durchgeführt wurde. Es ist davon auszugehen, dass die Kristallisation bei niedrigeren Haltetemperaturen, als den untersuchten, schneller abläuft und somit Messfehler, die durch einsetzende Kristallisation bei der Abkühlung entstehen, nicht mehr vernachlässigt werden können. An dieser Stelle werden konventionelle DSC-Messungen auf Grund der verhältnismäßig hohen Trägheit der Messgeräte nicht weiter nutzbar sein.

Weiterhin ist anzunehmen, dass die ermittelten Werte von K_0 und K_G von den wahren Werten, die bei der Analyse des gesamten Temperaturbereiches berechnet werden würden, abweichen. Da die Abkühlrate im Prozess in der Größenordnung von $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$ liegt und der daraus resultierende Kristallisationstemperatur bei etwa 168°C erfolgt, können größere Modellierungsfehler jedoch ausgeschlossen werden, da die Kristallisationskinetik im Bereich von $158^\circ\text{C} - 168^\circ\text{C}$ mit einer hohen Übereinstimmung von Experiment und Simulation untersucht wurde. Allerdings können Abweichungen in der Kristallisationsrate den Übertrag des Modells auf andere Fertigungsverfahren mit deutlich höheren Abkühlraten erschweren.

6.2.3 Wärmeleitfähigkeit

In Tabelle 6.3 sind die gemessenen Werte der Wärmeleitfähigkeitsmessungen zusammengefasst.

Tabelle 6.3: Spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit von PA12

$T/(^{\circ}\text{C})$	$c_p/(\frac{\text{J}}{\text{gK}})$	$\lambda/(\frac{\text{W}}{\text{mK}})$ (freitragende Proben)	$\lambda/(\frac{\text{W}}{\text{mK}})$ (Sandwich-Proben)	$\lambda/(\frac{\text{W}}{\text{mK}})$ (Hitzedraht)
25	1,723	$0,302 \pm 0,004$	$0,304 \pm 0,017$	
30	1,777	$0,302 \pm 0,005$	$0,323 \pm 0,011$	
40	1,930	$0,316 \pm 0,004$	$0,316 \pm 0,010$	$0,291 \pm 0,012$
60	2,136	$0,314 \pm 0,005$	$0,309 \pm 0,008$	$0,292 \pm 0,006$
80	2,294	$0,310 \pm 0,005$	$0,305 \pm 0,010$	$0,293 \pm 0,007$
100	2,507	$0,315 \pm 0,004$	$0,301 \pm 0,007$	$0,298 \pm 0,007$
120	2,690	$0,314 \pm 0,004$	$0,297 \pm 0,004$	$0,300 \pm 0,011$
140	2,962	$0,319 \pm 0,004$	$0,296 \pm 0,011$	$0,302 \pm 0,008$
160	3,243		$0,303 \pm 0,003$	$0,303 \pm 0,006$
180				$0,280 \pm 0,003$
200	2,806		$0,251 \pm 0,024$	$0,284 \pm 0,012$
220	2,913		$0,246 \pm 0,011$	$0,288 \pm 0,010$
240				$0,292 \pm 0,007$

Beide Messmethoden zeigen, dass die Kristallisation eine stufenartige Erhöhung der Leitfähigkeit bewirkt. Bezüglich der Aluminiumplättchen lässt sich im Rahmen der Messabweichungen kein Unterschied zu den freitragenden Proben feststellen. Die ermittelte Wärmeleitfähigkeit der Hitzedrahtmessungen ist im kristallinen Bereich geringfügig größer als die der Flash-Methode, im Bereich der amorphen Phase weist die die Hitzedrahtmethode höhere Werte auf, so dass die kristallisationsbedingte Stufe insgesamt bei der Hitzedrahtmessung weniger stark ausgeprägt ist.

Insgesamt betrachtet lässt sich im Rahmen der Messungenauigkeit keine tendenzielle Temperaturabhängigkeit innerhalb des amorphen bzw. kristallinen Bereiches feststellen, so dass die Wärmeleitfähigkeit wie folgt angenommen wird:

$$\lambda^{\text{Fk}} = 0,3 \frac{\text{W}}{\text{mK}} \quad (6.18)$$

$$\lambda^{\text{Fa}} = 0,27 \frac{\text{W}}{\text{mK}} \quad (6.19)$$

Die Wärmeleitfähigkeit des Pulvers wurde aus der Literatur herangezogen [135, 120, 125]. Dort wurden verschiedene Messmethoden diskutiert und erprobt [120] und mit verschiedenen theoretischen Modellen, wie der Zehner-Bauer-Schlünder-Gleichung [126] verglichen. Die Wärmeleitfähigkeit des Pulvers wird basierend auf diesen Arbeiten zu

$$\lambda^{\text{P}} = 0,1 \frac{\text{W}}{\text{mK}} \quad (6.20)$$

abgeschätzt. Die spezifische Wärmekapazität des Pulvers wird auf Grund der vernachlässigbaren

Masse des Gases, welches die Pulverpartikel umgibt, mit der des Bulk-Materials gleichgesetzt [133].

$$c_p^P = c_p^F \quad (6.21)$$

6.2.4 Rheologische Eigenschaften

Die Ergebnisse der rheologischen Messung sind in Abbildung 6.14 dargestellt.

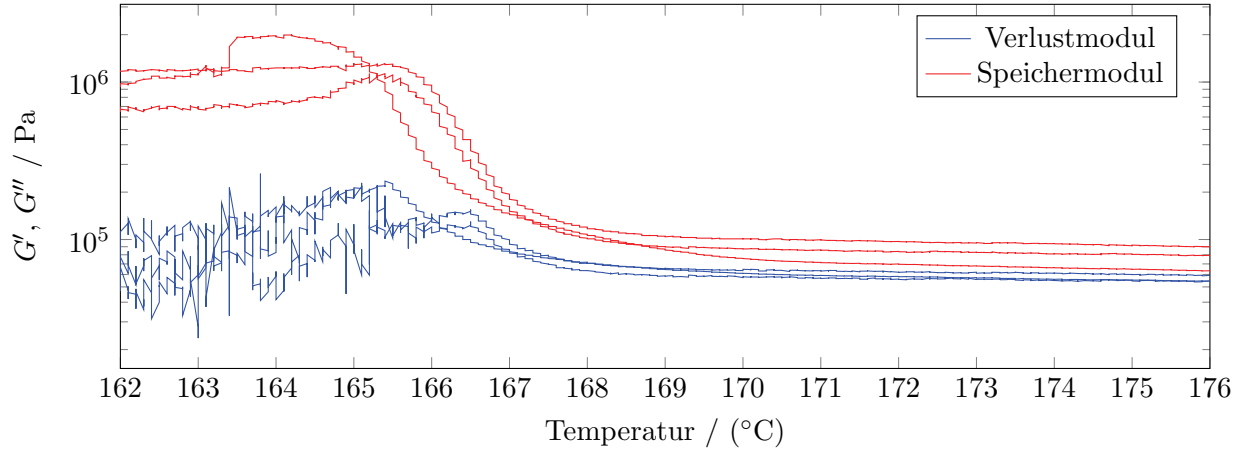


Abbildung 6.14: Speicher- und Verlustmodul (Abkühlrate: $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$, Kreisfrequenz: $1 \frac{\text{rad}}{\text{s}}$)

Die Ergebnisse zeigen, ähnlich dem Kristallisationsverlauf, einen sigmoidalen Übergang des Speichermoduls, das im Temperaturbereich von 167°C bis $165,5^\circ\text{C}$ um eine Größenordnung zunimmt und das Verlustmodul damit deutlich übersteigt.

Eine ausführliche Beschreibung eines Ansatzes, in dem, basierend auf umfangreichen Messungen, die Überlagerung von Temperatur, Zeit und Kristallisationsgrad in dem viskoelastischen Verhalten verknüpft wird, wurde von Amado [150] für icoPP vorgestellt. Ein solches Vorgehen bedarf jedoch umfangreiche rheologische Messreihen und die Feinjustierung verschiedener Einstellungsparameter der Messgeräte, was im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt werden konnte.

Um dennoch einen Zusammenhang des mechanischen Verhaltens mit dem Kristallisationsgrad abzuschätzen, wurden die Kristallisationsdaten auf die gemessenen Temperaturen der rheologischen Messung interpoliert und der Verlustwinkel gegen den Kristallisationsgrad aufgetragen (siehe Abbildung 6.15).

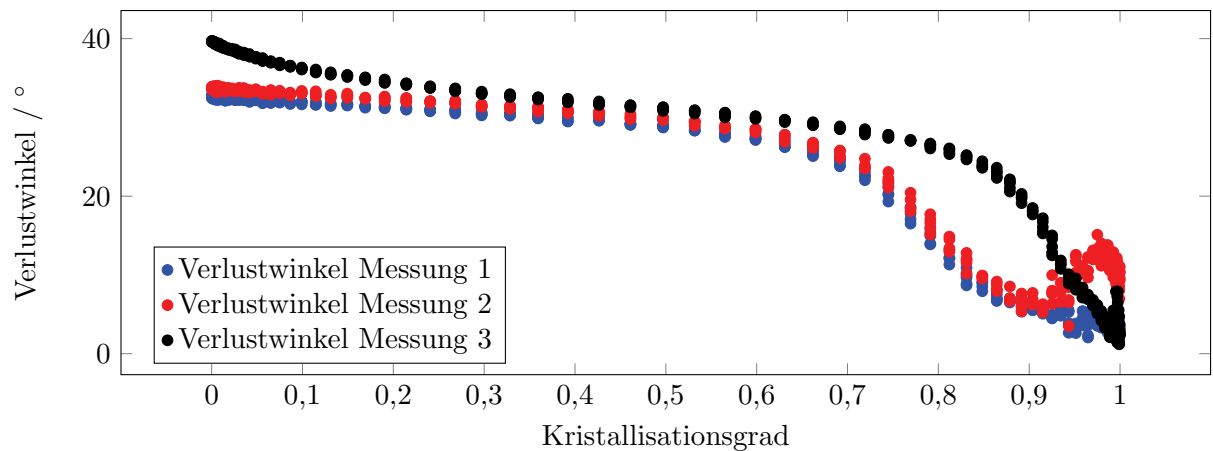


Abbildung 6.15: Abhängigkeit des Verlustwinkels vom Kristallisationsgrad bei einer Abkühlung von $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$

Näherungsansatz für mechanisches Materialverhalten

Die Messergebnisse zeigen, dass der Verlustwinkel bei den Messungen 1 und 2 bis $\alpha = 0,75$ nur schwach abnimmt, danach jedoch ein deutlicher Abfall auftritt und er gegen Null strebt. Das Ergebnis der dritten Messung weicht davon insofern ab, dass die Reduktion des Verlustwinkels bei etwa $\alpha = 0,9$ einsetzt. Unter Vernachlässigung des Einflusses der Winkelgeschwindigkeit kann von einem Übergang des viskosen / viskoelastischen zum elastischen Materialverhalten durch das Absinken des Verlustwinkels auf unter 10° im Bereich von $0,8 \leq \alpha \leq 0,95$ ausgegangen werden ist.

Basierend auf den Messergebnissen werden, in Anlehnung an bestehende Modelle [159, 139], zur Beschreibung des mechanischen Materialverhaltens folgende Annahmen, basierend auf der Existenz einer Verfestigungsschwelle, getroffen (siehe Abbildung 6.16):

1. Die Spannung relaxiert unterhalb eines Schwellenwertes der Kristallisation α_S vollständig und instantan.
2. Oberhalb der Schwelle verhält sich das Material elastisch.

Annahmen für effektives mechanisches Materialverhalten

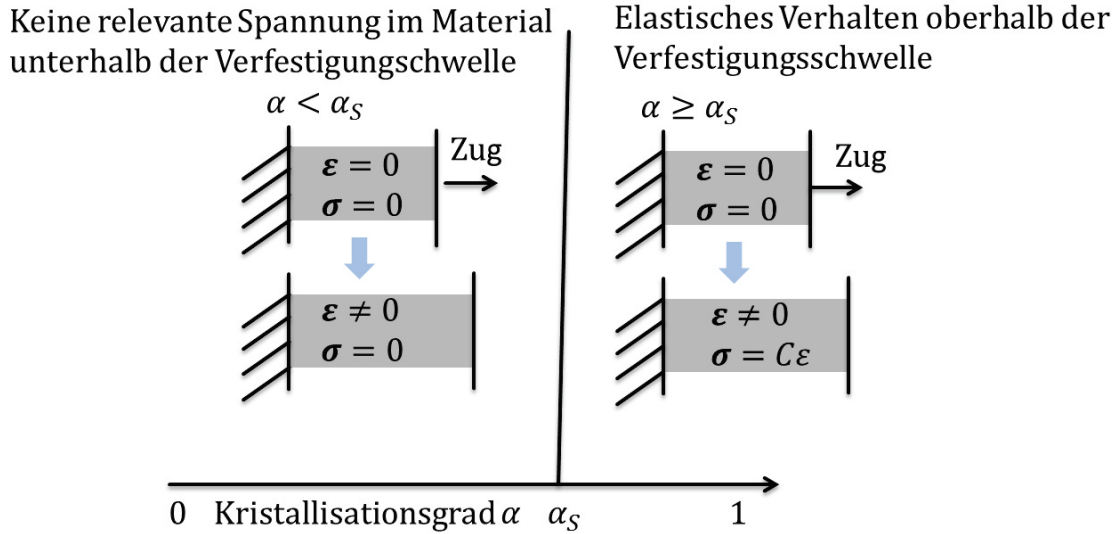


Abbildung 6.16: Annahme einer Verfestigungsschwelle als Übergangskriterium vom spannungsfreiem viskosen Zustand der Schmelze zum elastischen Festkörper

Es wird folglich angenommen, dass kleine Änderungen der Dehnung durch die Volumenschwindung entstehen können, dabei jedoch unterhalb eines Schwellenwertes der Kristallisation keine Spannungen aufgebaut werden, da diese auf Grund der noch nicht vollständig verfestigten Struktur relaxieren beziehungsweise der Beitrag der entstehenden Spannung vernachlässigbar gering ist. Im Gegenzug dazu ist die Relaxation oberhalb der Schwelle vernachlässigbar, da der elastische Anteil überwiegt und somit Eigenspannungen entstehen können.

6.2.5 Mechanische Kurzzeiteigenschaften

In den Abbildungen 6.17 und 6.18 sind die temperaturabhängigen Werte des E-Moduls und der Querkontraktionszahl dargestellt.

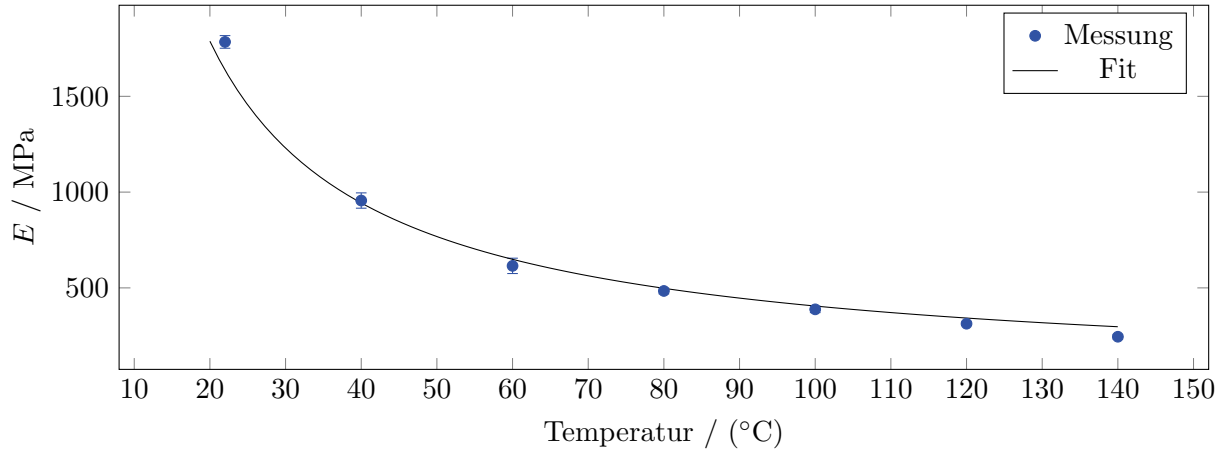


Abbildung 6.17: Temperaturabhängiges E-Modul von Polyamid 12. Abbildung in Anlehnung an [175].

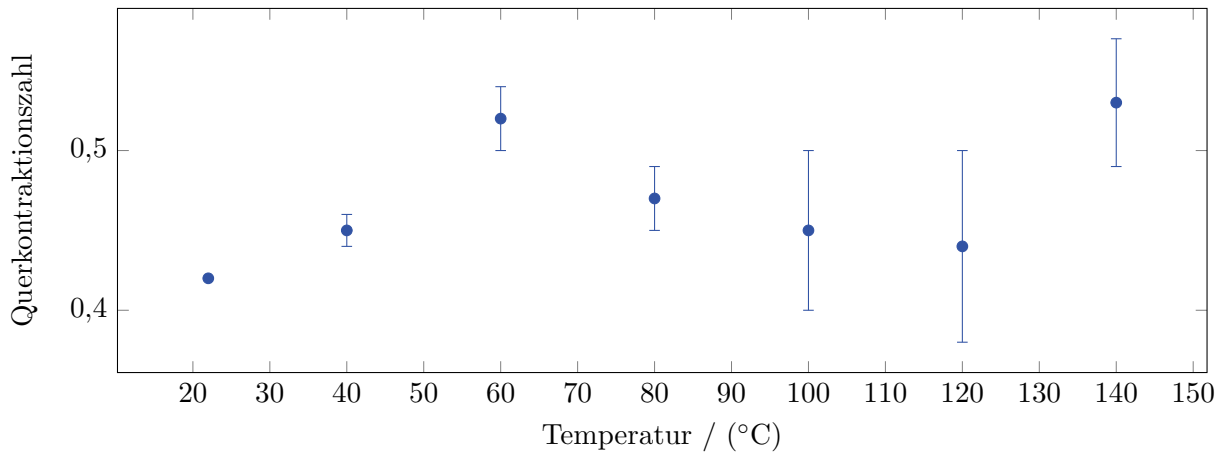


Abbildung 6.18: Temperaturabhängige Querkontraktionszahl von Polyamid 12. Abbildung in Anlehnung an [175].

Das E-Modul zeigt eine sehr starke Temperaturabhängigkeit. Bei Raumtemperatur beträgt es $E = 1762 \pm 49$ MPa. Bei $\vartheta = 40^\circ\text{C}$ sinkt es auf 57 Prozent des Wertes, bei $\vartheta = 60^\circ\text{C}$ beträgt der Wert noch etwa $\frac{1}{3}$ dessen. Der gemessene Verlauf lässt sich in guter Näherung durch ein Potenzgesetz beschreiben [175]:

$$E(\vartheta) = 2,83 \cdot 10^4 \text{ MPa} \left(\frac{\vartheta}{^\circ\text{C}}\right)^{-0,922} \text{ für } 20^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 140^\circ\text{C} \quad (6.22)$$

Die ermittelten Werte der Querkontraktionszahl variieren zwischen 0,43 und 0,5, wobei insbesondere die Messungen ab 100°C größeren Streuungen unterliegen. Da sich jedoch kein systematischer Zusammenhang von der Temperatur ausmachen lässt, wird im Folgenden ein konstanter Wert von $\nu = 0,43$ angenommen.

Für die mechanische Berechnung müssen auch dem Pulver mechanische Kennwerte zugewiesen

werden, auch wenn diese keine physikalische Interpretation besitzen. Um eine Beeinflussung des Bauteils durch etwaige Spannungen im Pulver zu vermeiden, wird dem Pulver ein E-Modul zugewiesen, das um zwei Größenordnungen kleiner ist, als das des Bulk-Materials. [175]

Kapitel 7

Methode zu schnellen Verzugsberechnung

Nachfolgend wird die entwickelte Methode zur Verzugsberechnung erläutert. Dafür wird im ersten Teil ein Modell zur Abbildung des thermischen Prozesses entwickelt und validiert. Im zweiten Teil des Kapitels wird der Ansatz zur Verzugsberechnung beschrieben und die gesamte Berechnungskette, bestehend aus einer thermischen FEM-Berechnung, deren Analyse und einer nachfolgenden mechanischen FEM-Berechnung des Verzugs vorgestellt.

7.1 Thermisches Simulationsmodell

Die nachfolgenden Gleichungen in Anlehnung an Amado et al. [56] beschreiben den Wärmetransport während des Laser-Sinterns

$$\rho(\alpha, \vartheta) c_p(\alpha, \vartheta) \frac{d\vartheta}{dt} = \nabla \cdot (\lambda(\alpha) \cdot \nabla \vartheta) + f \quad (7.1)$$

Darin sind $\rho(\alpha, \vartheta)$, $c_p(\alpha, \vartheta)$ und $\lambda(\alpha)$ Dichte, spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit, die von der Temperatur ϑ und dem Kristallisationsgrad α abhängen. Der Quellterm f setzt sich aus dem Energieeintrag durch den Laser, Oberflächeneinträge durch Strahlung und Konvektion, Kristallisations- und Schmelzenthalpie zusammen:

$$f = \dot{q}^{ls} + \dot{q}^{sk} + \dot{q}^{kr} + \dot{q}^m \quad (7.2)$$

$$\dot{q}^{sk} = \dot{q}^{\text{Strahlung}} + \dot{q}^{\text{Konvektion}} \quad (7.3)$$

Zusätzlich werden die Anfangsbedingungen für die Temperaturen der neu aufgetragenen Schicht

$$\vartheta^{0 \text{ Pulver}} = \vartheta^{\text{Pulvervorratskammer}} \quad (7.4)$$

und die Randbedingen

$$\vartheta(t) = \vartheta^{\text{Mantel}} (= 130^\circ \text{C}) \quad (7.5)$$

$$\vartheta(t) = \vartheta^{\text{Bauplattform}} (= 150^\circ \text{C}) \quad (7.6)$$

definiert. Da bei dem Prozess ein 2-Phasen-Gemisch aus Pulver und Feststoff existiert, werden die Eigenschaften weiter spezifiziert:

$$\rho(\alpha, \vartheta) = \begin{cases} \rho^P(\vartheta) & \text{in Pulver-Bereichen} \\ \rho^F(\alpha, \vartheta) & \text{in umgeschmolzenen Bereichen} \end{cases} \quad (7.7)$$

$$c_p(\alpha, \vartheta) = \begin{cases} c_p^P(\vartheta) & \text{in Pulver-Bereichen} \\ c_p^F(\alpha, \vartheta) & \text{in umgeschmolzenen Bereichen} \end{cases} \quad (7.8)$$

$$\lambda(\alpha) = \begin{cases} \lambda^P & \text{in Pulver-Bereichen} \\ \lambda^F(\alpha) & \text{in umgeschmolzenen Bereichen} \end{cases} \quad (7.9)$$

Die Materialeigenschaften des Feststoffes werden als Linearkombination der Eigenschaften des amorphen und kristallisierten Materials dargestellt:

$$\rho^F(\alpha, \vartheta) = \alpha \rho^{F^k}(\vartheta) + (1 - \alpha) \rho^{F^a}(\vartheta) \quad (7.10)$$

$$c_p^F(\alpha, \vartheta) = \alpha c_p^{F^k}(\vartheta) + (1 - \alpha) c_p^{F^a}(\vartheta) \quad (7.11)$$

$$\lambda^F(\alpha) = \alpha \lambda^{F^k} + (1 - \alpha) \lambda^{F^a} \quad (7.12)$$

Dabei bezeichnen die Indizes k und a die Eigenschaften des jeweils vollständigen kristallinen und amorphen Materials.

Der Term \dot{q}^{ls} beschreibt den Energieeintrag an der Oberfläche durch den Laser. Während der Kristallisation wird zusätzlich Kristallisationswärme \dot{q}^{kr} frei [184]:

$$\dot{q}^{kr} = \rho^F(\alpha, \vartheta) \frac{d\alpha}{dt} H_c \quad (7.13)$$

wobei H_c die gesamte Kristallisationswärme ist. Die latente Wärme H^m , die zum Schmelzen des Pulvers notwendig ist, beträgt etwa $H^m = 100 \frac{J}{g}$ [29, 9]. Sie kann als gleichförmig freiwerdend im Temperaturbereich zwischen dem Anfang ϑ_0^m und dem Ende ϑ_e^m des Schmelzpeaks, der ebenfalls mit DSC-Messungen analysiert werden, modelliert werden:

$$\dot{q}^m = \frac{1}{(\vartheta_0^m - \vartheta_e^m)} \rho^P H^m \frac{\partial \vartheta}{\partial t} \quad (7.14)$$

7.2 Umsetzung des thermischen Simulationsmodells

Die Aspekte der drei Prozessphasen, die das detaillierte thermische Simulationsmodell abbildet, sind in Abbildung 7.1 dargestellt. Dazu gehören in der Vorheizphase und der Sinterphase die Modellierung des schichtweisen Aufbaus, der Bauraumbeheizung und der Oberflächenerwärmung. In der Sinterphase werden diese um den Energieeintrag durch den Laser ergänzt, der zu einem ortsselektivem Aufschmelzen des Pulvers führt. Während der Abkühlphase, in der die Anlage ausgeschaltet ist, diffundiert die Wärme langsam über die Ränder der Baukammer, so dass entsprechende Randbedingungen formuliert werden.

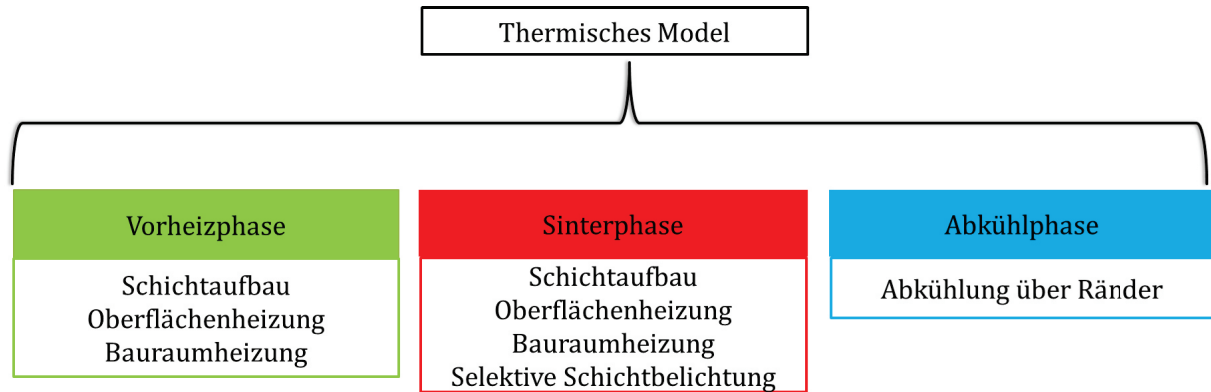


Abbildung 7.1: Notwendige abzubildende Aspekte des thermischen Simulationsmodells

Für das makroskopische Temperaturfeld haben lokale thermische Effekte, die beim Auf- und Verschmelzen der Pulverpartikel entstehen, keine Auswirkung, so dass auf eine direkte Abbildung der Pulverpartikel verzichtet werden kann. Bauteil und Pulver werden als Kontinuum mit effektiven Eigenschaften abgebildet, in dem die Schichtanbindung ideal ist und keine Schichtanbindungsfehler, Poren oder vergleichbare Defekte auftreten.

Die Temperaturen der Seitenwände werden abhängig von dem Anlagentyp eingestellt. Bei konvektiven Mechanismen, in denen die Baukammer in eine Entnahmekammer eingehängt ist, wird die umgebende Atmosphäre auf eine Zieltemperatur geheizt. Auf Grund der hohen Leitfähigkeit der metallischen Wände der Baukammer kann angenommen werden, dass die Wände nach kurzer Zeit die selbe Temperatur wie die Umgebung annehmen. Eine plausible Modellierung dieses Verhaltens lässt somit die Annahme einer konstanten Temperatur am äußeren Rand des Pulvers zu, so dass die Wände des Bauraums selber nicht abgebildet werden müssen. In der, für die Versuche genutzten DTM Sinterstation 2500 HS, können die Temperaturen der Seitenwände und der Bauplattform separat geregelt werden. In diesem Fall findet eine Justierung der Temperatur durch die kontrollierte Steuerung der Heizleistung statt. Auch in diesem Fall ist die Annahme konstanter Temperaturen gerechtfertigt.

In Anlehnung an den Prozess, ist die nachfolgende Beschreibung des Simulationsmodells in die drei Prozessphasen unterteilt. Zur Berechnung des Modells wurde ein kommerzielles finite Elemente Programm (MSC. Marc / Mentat, MSC Software) genutzt. Die darin verwendeten Zeitschritte werden durch das Programm nach einem internen Adaptionsschema selbst gewählt.

7.2.1 Schichtbasierte Vernetzung

Die Vernetzung für die Prozesssimulation basiert auf den Slice-Daten des Bauteils, die durch den Ebenen-Ebenen-Schnitt der triangulierten Oberfläche der STL-Datei mit Ebenen, deren Normalenvektor in Aufbaurichtung zeigt, berechnet werden. Zur Erstellung der finiten Elemente werden dann die Schnittpunkte der Kontur jeder Schicht mit einem rechteckigen Gitter, dessen Einheitszellengröße auch gleichzeitig der späteren Elementgrundfläche entspricht, berechnet. Jeder Gitterpunkt wird als Knoten für das Netz genutzt und durch die Verknüpfung von vier Knoten in der Ebene mit denen der darüber liegenden Ebene hexagonale Elemente generiert. An den Rändern des Bauteils werden die Knoten des Gitters auf die Kontur projiziert. Für die Vernetzung im Pulverbett wird nach der Vernetzung des Bauteils das Netz des umgebenden Pulvers auf gleiche Weise generiert. Zur Reduzierung der Elementanzahl wird die Elementgröße in x-y-Ebene exponentiell zum Bauraumrand erhöht. Der Ablauf ist exemplarisch in Abbildung 7.2 am Beispiel eines Probekörpers dargestellt. Ausgehend vom CAD werden die Schichtdaten berechnet, aus denen das FE-Netz des Bauteils und des Bauteils im Pulverbett generiert werden können. Ausführlichere Beschreibungen des Vernetzungs-Algorithmus finden sich in den entsprechenden Publikationen [96, 176].

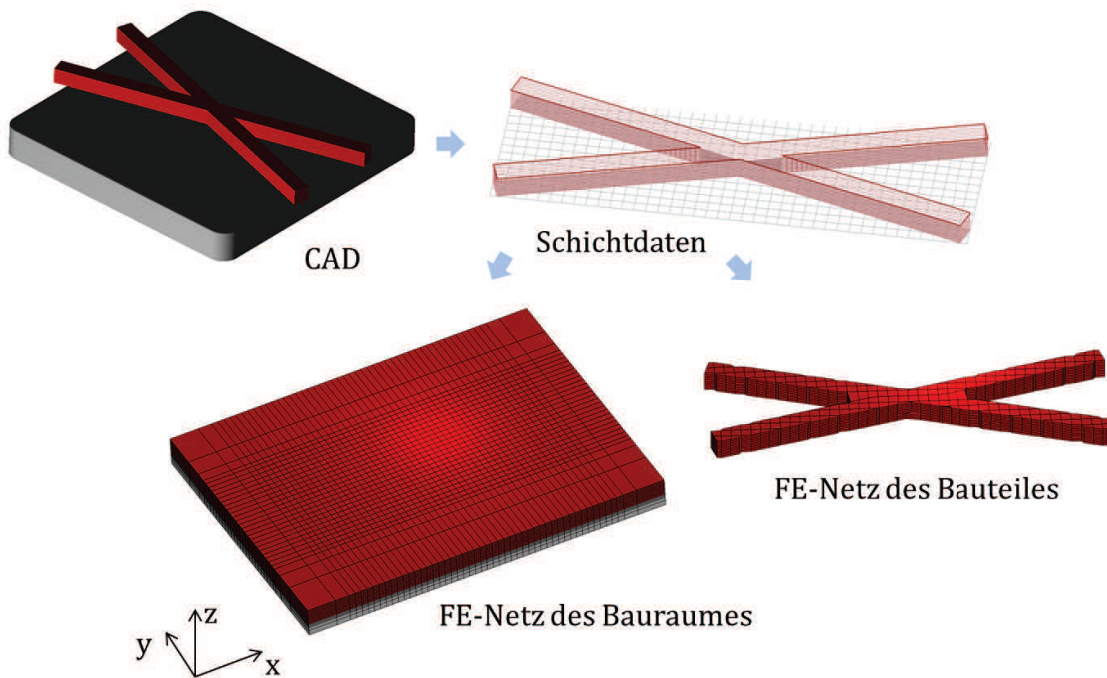


Abbildung 7.2: Vom CAD zum FE-Netz

Dem schichtbasierten Netz entsprechend wird der Auftrag neuer Pulverschichten durch die Aktivierung ganzer Elementschichten simuliert und folglich als instantan auf der gesamten Oberfläche angenommen. Deaktivierte Elemente werden bei der Berechnung der Lasten, Masse- und Steifigkeitsmatrizen und internen Kräften nicht berücksichtigt.

Für alle weiteren Darstellungen gilt fortan, dass die Aufbaurichtung parallel zur z-Achse liegt. Die Nummerierung der Elemente beginnt bei minimalen Werten von (x, y, z) und nimmt für konstante x schrittweise entlang der y-Achse zu. Des Weiteren liegt die Unterseite der ersten Bauteilschicht bei $z = 0$, die Elemente der Vorheizschicht haben einen negativen z-Wert.

7.2.2 Vorheizphase

In der Vorheizphase werden keine Bauteile generiert, sondern nur das Pulvermaterial durch die Oberflächenstrahler und Randheizungen beheizt. Neben der Modellierung fester Temperaturen lassen finite Elemente Programme auch die Modellierung von Strahlung zu. Dazu ist es notwendig den Absorptionskoeffizienten des Pulvers und die genauen Stahlertemperaturen zu kennen, um den entsprechenden Wärmefluss zu bestimmen. Untersuchungen der Strahlertemperaturen haben jedoch gezeigt, dass Unterschiede von bis zu 30 K innerhalb der Heizringe bestehen können [109], was eine valide Abbildung erschwert.

Detailliertes Modell der Vorheizphase

Die Erwärmung der Oberfläche wurde daher anstelle der Abbildung von Strahlung, effektiv durch den Eintrag eines nicht-konstanten Wärmestroms, der auf die obersten Knoten des FE-Netzes angewendet wurde, simuliert. Die aktuelle Temperatur der Oberfläche ist $\vartheta^O(t)$, die Zieltemperatur ϑ^z .

$$\dot{q}^{\text{Oberfläche}}(t) = a_0 + a_1(\vartheta^O(t) - \vartheta^z), \text{ für } \vartheta^O(t) < \vartheta^z \quad (7.15)$$

Als Parameter zur Anpassung an gemessene Temperaturkurven wurde die Parameter a_0 und a_1 genutzt.

Das Modell zur Berechnung der Temperaturverteilung während der Aufheizphase ist schematisch in Abbildung 7.3 dargestellt. Zum Beginn der Simulation sind alle finite Elemente deaktiviert. Diese werden schichtweise mit der Temperatur der Pulverkammer aktiviert und die obersten Knoten entsprechend Gleichung 7.15 mit einem Wärmestrom versehen. Derweilen werden die Temperaturen an den seitlichen äußeren und untersten Knoten des Netzes entsprechend den Anlagentemperaturen vorgegeben. Nach der Schichtzeit erfolgt die Aktivierung der nächsten Schicht.

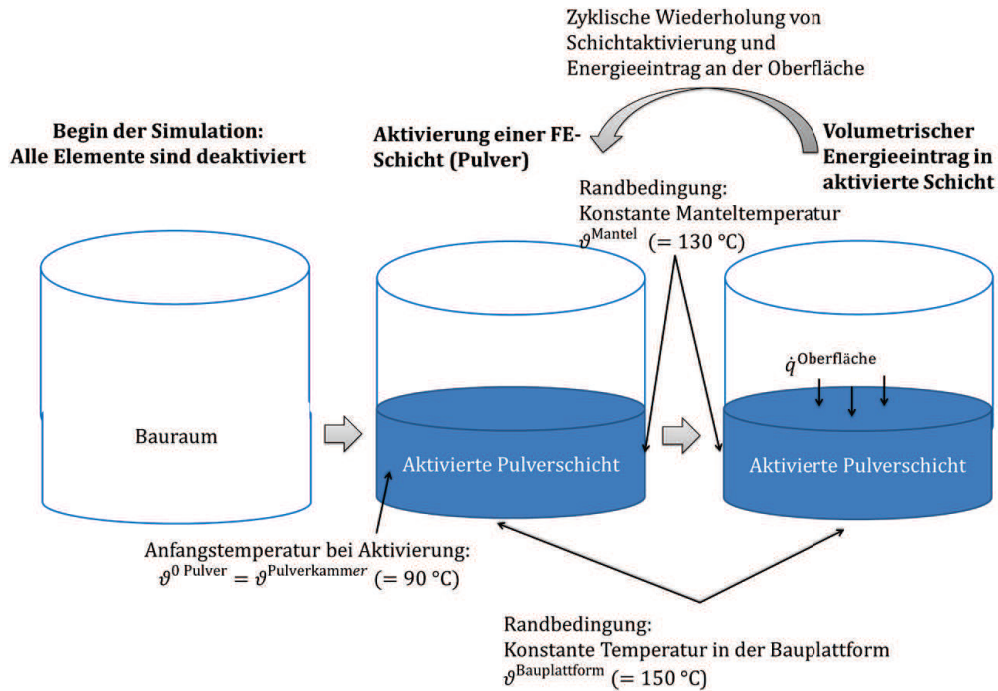


Abbildung 7.3: Schichtmodell zur Berechnung der Temperatur während der Aufheizphase

In Abbildung 7.4 sind der gemessene und berechnete Temperaturverlauf an der Oberfläche während eines repräsentativen Aufheizvorgangs aus dem in Abbildung 7.6 dargestellten Modell gezeigt. Bei dieser Berechnung wurden die Parameter wie folgt gewählt: $a_0 = 0,0009$ und $a_1 = 0,05$. Die Elementhöhe betrug bei der Berechnung 0,1 mm und entsprach somit der realen Schichthöhe. [171]

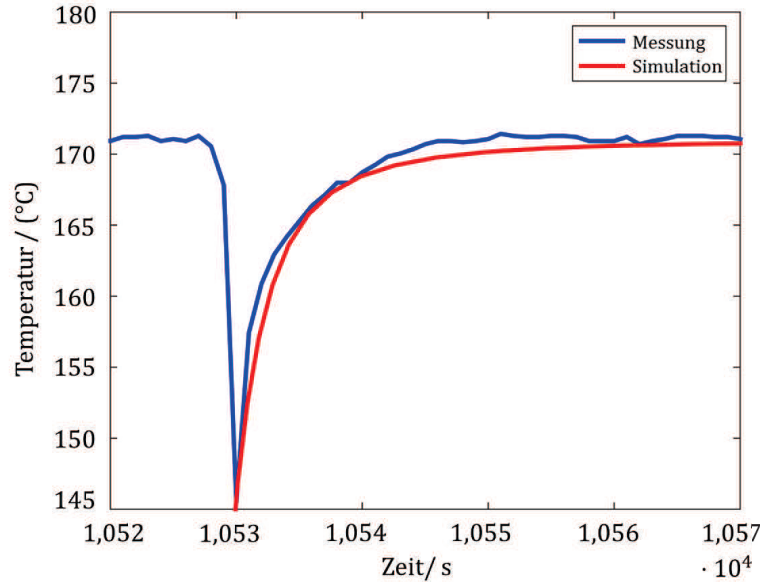


Abbildung 7.4: Vergleich von berechnetem und gemessenem Temperaturverlauf auf der Pulverbettsoberfläche. Abbildung aus [171].

Reduziertes Modell der Vorheizphase

Aus der Messung ist zu erkennen, dass die Temperatur nach einer gewissen Zeit ein Plateau erreicht. Da die eingebrachte Wärmeleistung der Heizstrahler mit Hilfe der Temperaturmessung geregelt wird, ist anzunehmen, dass die Heizleistung nach dem Erreichen der Zieltemperatur nur zum Erhalt der konstanten Temperatur benötigt und dementsprechend reduziert wird. Auf Grund der geringen Höhe der Schicht und der langen Haltezeit bei konstanter Temperatur kann weiterhin angenommen werden, dass sich nach jeder Schicht ein stationärer Zustand einstellt. Demnach lässt sich die Temperaturverteilung nach dem Ende der letzten Schicht der Aufheizphase als stationäre Lösung unter Vorgabe von festen Randtemperaturen abschätzen. Abbildung 7.5 fasst die Randbedingungen eines solchen thermischen Modells der Vorheizphase zusammen. Ein Vergleich der Temperaturverteilungen unter Berücksichtigung des Schichtauftrages in Kombination mit der jeweiligen Aufheizung der Schicht und der stationären Verteilung ist in Abbildung 7.6 dargestellt. Die Elementhöhe betrug bei der stationären Berechnung ebenfalls 0,1 mm. Die mittlere betragsmässige Abweichung über das gesamte Modell der beiden Berechnungen beträgt hier $\Delta\vartheta = 0,865 \pm 0,62^\circ\text{C}$ und ist im Verhältnis zu den absoluten Temperaturen und der Größe des Modells als vernachlässigbar einzustufen. Somit kann in hinreichender Näherung die Temperaturverteilung nach der Vorheizphase durch eine schnelle, stationäre Berechnung abgeschätzt werden.

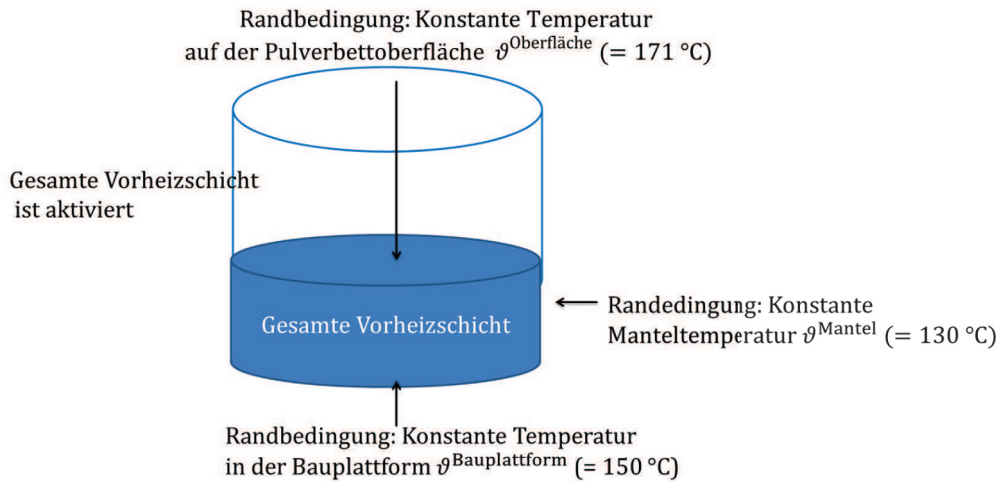


Abbildung 7.5: Modell zur schnellen Abschätzung der Temperaturverteilung nach der Aufheizphase durch eine stationäre Berechnung

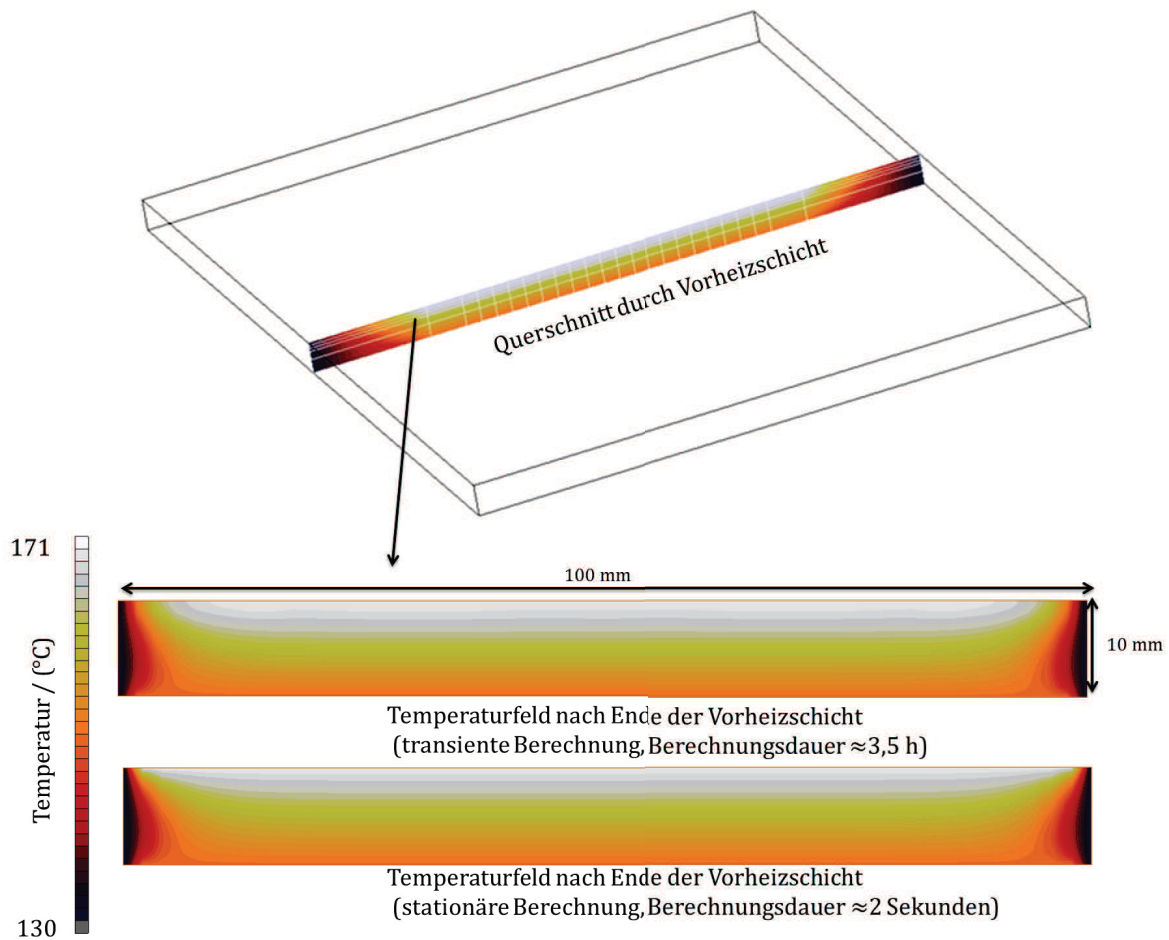


Abbildung 7.6: Vergleich von berechneter Temperaturverteilung nach dem Ende der Aufheizphase durch eine transiente und eine stationäre Berechnung

7.2.3 Sinterphase

Detailliertes Modell der Sinterphase

Nach der schnellen Abschätzung der Temperaturverteilung zum Ende der Vorheizphase, bieten sich verschiedene Abstrahierungsgrade zur Simulation der Sinterphase. Im detaillierten Ansatz erfolgt die Berechnung streng in Anlehnung an den Prozess (siehe Tabelle 7.1).

Tabelle 7.1: Ablauf der Sinterphase in Prozess und Simulation

Schritt	Prozess	Simulation
1	Auftrag einer neuen Pulverschicht	Aktivierung einer Elementschicht
2	Erwärmung der Pulverbett-oberfläche mittels Heizstrahler	Vorgabe eines zeitabhängigen Wärmestromes auf die obersten Knoten des Netzes
3	Selektive Belichtung der Schicht mittels Laser, Aufschmelzen des Pulvers	Vorgabe eines effektiven Wärmestroms in die oberen Knoten der obersten Bauteilelemente, Materialumwandlung wenn die Schmelztemperatur überschritten wird
4	Schritt 1	Schritt 1

In Abbildung 7.7 ist der Ablauf des detaillierten thermischen Schichtmodells während der Sinterphase dargestellt.

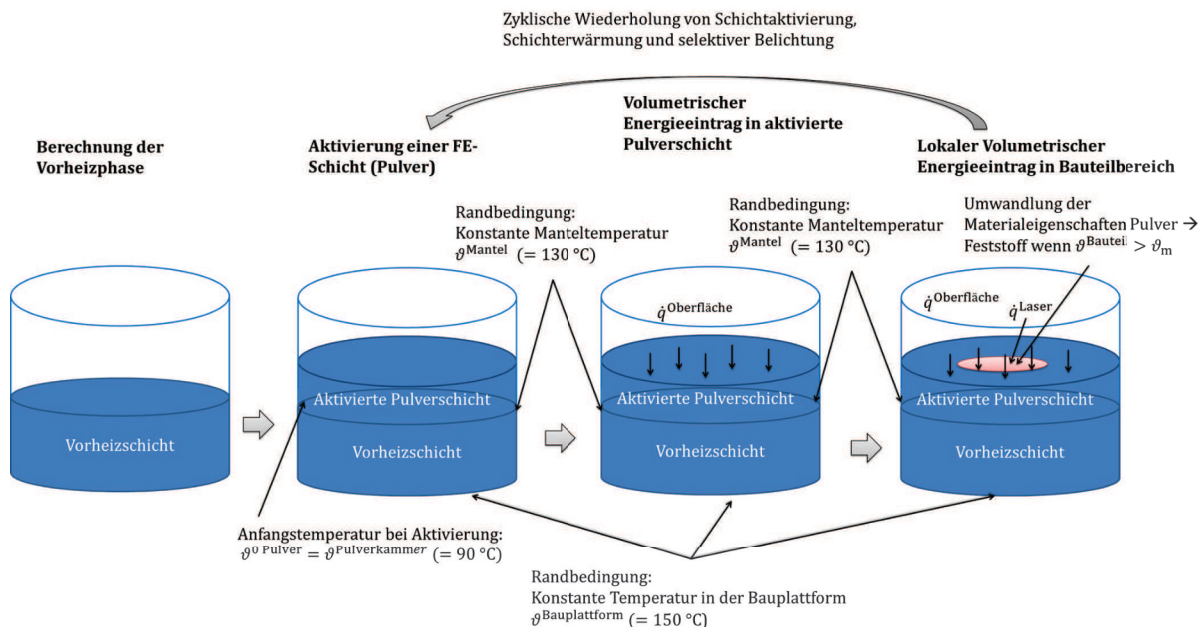


Abbildung 7.7: Detailliertes Modell zur Berechnung der Temperaturverteilung während der Sinterphase

Bei transienter Berechnung der selektiven Belichtung einer Schicht werden die Grenzen der rechenbaren Modellgröße jedoch sehr schnell erreicht, da zur Konvergenz der Berechnung auf Grund hoher zeitlicher Änderungsraten der Temperatur sehr kleine Zeitschritte und eine hohe räumliche Auflösung notwendig sind. Insbesondere eine direkte Abbildung der Scanpfade ist

unmöglich.

Ein Modellierungsansatz, der bereits zur Simulation von additiven Fertigungsprozessen bei Metallen verwendet wurde [16, 98, 99, 185], ist die simultane Belichtung gesamter Schichten mit einer effektiven Wärmemenge, die basierend auf der Energievolumendichte abgeschätzt wird [16] und auf die obersten Knoten des Bauteils angewendet wird. Dennoch kommen auch diese Modelle mit steigender Elementanzahl schnell an die Grenzen akzeptabler Rechenzeiten [96]. Eine zweite Variante bietet die Vorgabe einer Anfangstemperatur der Oberfläche als Resultat der Lasereinwirkung, so dass nur die Abkühlung der Schicht berechnet werden muss [99, 186]. Dieses bringt insbesondere in der Simulation des Laser-Sinterns einen Vorteil mit sich, da die zeitlichen Temperaturänderungen in der Abkühlung nach der Schichtbelichtung im Verhältnis zum Laserstrahlschmelzen gering sind und somit größere Zeitschritte verwendet werden können.

Reduziertes Modell der Sinterphase

In dem reduzierten thermischen Modell der Sinterphase wird daher der Lasereintrag nicht direkt abgebildet, sondern das Ergebnis der Belichtung, eine lokale Erhöhung der Temperatur in den Schmelzebereich $\vartheta^{\text{Schmelze}}$, als Anfangsbedingung auf die jeweils obersten Knoten des FE-Netzes gesetzt. Die Temperatur kann dabei als Funktion der eingebrachten Energie eingestellt werden [110]. Des Weiteren wird die schichtweise Aufheizung des Pulvers durch die Heizstrahler vernachlässigt und die Anfangstemperatur des Pulvers bei Aktivierung anstelle der Pulverkammertemperatur auf die Oberflächenzieltemperatur ϑ^z (von 171 °C) gesetzt. Für die Dauer der aktiven Zeit der Schicht wird die Temperatur der obersten Knoten der Pulverschicht auf der Oberflächenzieltemperatur gehalten. Dieses geschieht in Anlehnung an die fortlaufende Beheizung der Oberfläche mittels Heizstrahler und der vernachlässigbaren Störung des Temperaturfelds durch den auftretenden Thermoschock beim Neuauftrag des kälteren Pulvers.

Durch beide Vereinfachungen wird die Modellierung des Temperaturfelds an der Oberfläche auf die Berechnung der Abkühlphase nach der jeweiligen Schichtbelichtung reduziert. Gleichung 7.1 wird dann zu:

$$\rho(\alpha, \vartheta) c_p(\alpha, \vartheta) \frac{d\vartheta}{dt} = \nabla \cdot (\lambda(\alpha) \cdot \nabla \vartheta) + f \quad (7.16)$$

mit

$$f = \dot{q}^{\text{kr}}, \quad (7.17)$$

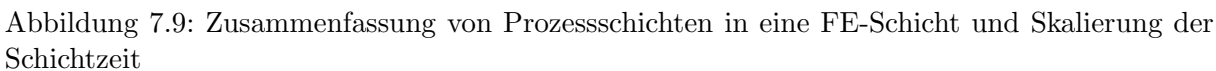
der Anfangstemperatur der Oberfläche des Bauteilbereiches jeder Schicht

$$\vartheta^{0 \text{ Bauteil}} = \vartheta^{\text{Schmelze}} (\approx 250^\circ\text{C}) \quad (7.18)$$

und der Randbedingung

$$\vartheta^{\text{Pulveroberfläche}} = \vartheta^z (= 171^\circ\text{C}). \quad (7.19)$$

Der Ablauf des reduzierten Ansatzes der Sinterphase ist in Abbildung 7.8 dargestellt.


$$\Delta t^{\text{Simulation}} = \frac{h^{\text{Simulation}}}{h^{\text{Prozess}}} \Delta t^{\text{Prozess}} \quad (7.20)$$


7.2.4 Abkühlphase

Modellierung durch Vorgabe von Anlagentemperaturen

Nach dem Prozessende werden die Heizungen abgeschaltet und die Wärme diffundiert langsam über die Ränder der Baukammer. Die Modellierung erfolgt durch die Vorgabe der gemessenen Temperaturen auf der Pulverbettsoberfläche und der Baukammer als transiente Randbedingungen an den entsprechenden Oberflächen (siehe Abbildung 7.10). Auch in diesem Fall kann auf Grund der um Größenordnungen höheren Leitfähigkeit des Metalls im Vergleich zum Polyamid Pulver davon ausgegangen werden, dass die Temperatur an der Außenseite des Metallbehälters der des Pulvers entspricht.

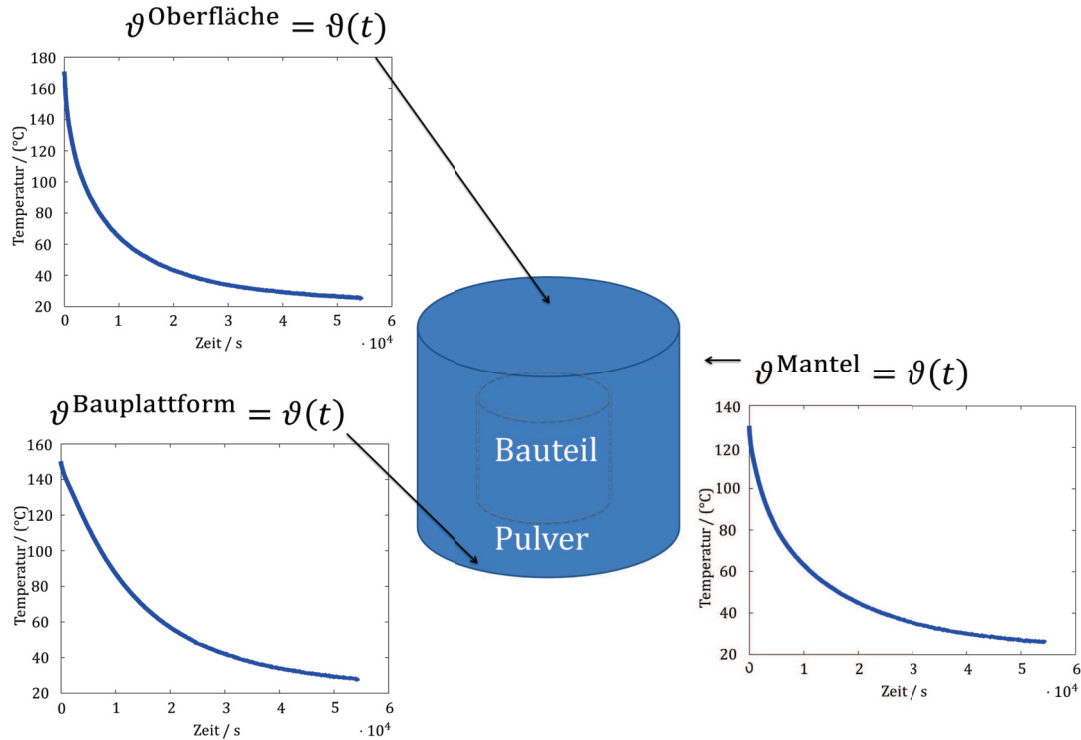


Abbildung 7.10: Modell zur Berechnung des Temperaturfelds während der Abkühlphase. Die Temperaturen werden durch die aufgezeichneten Werte der Anlage als transiente Randbedingung vorgegeben. Abbildungen der Temperaturverläufe in Anlehnung an [171].

Modellierung mit effektivem Wärmeübergang

Dieses Vorgehen ist prinzipiell nur für Anlagen, die mit Temperaturmesssystemen ausgestattet sind, möglich, so dass ein zusätzlicher Ansatz für andere Anlagentypen notwendig ist. Eine Variante, um den Temperaturverlauf an den Rändern der Baukammer zu modellieren, ist die Vorgabe eines konvektiven Wärmestroms der Form

$$\dot{q} = -h(\vartheta)(\vartheta - \vartheta_{\text{Umgebung}}) \quad (7.21)$$

Dabei müssen verschiedene Übergangskoeffizienten für die Oberfläche, die Seitenwände und die Bodenplattform mit Hilfe des Vergleichs von gemessenen und berechneten Temperaturen bestimmt werden. Die Lösung dieses Problems ist im Grunde nicht möglich, da parallel drei Parameter über den gesamten Temperaturbereich angepasst werden müssen. Es gibt zwar eini-

ge Limitierungen, wie die Abschätzung von maximalen und minimalen Übergangskoeffizienten, dennoch ist die Anzahl potentieller Parameterkombinationen unbeschränkt. Im Rahmen der Untersuchungen wurden die Werte iterativ für die Abkühlung des Prozesses 1 angepasst. In der Abbildung 7.11 sind gemessene und berechnete Temperaturverläufe an Mantel, Bauplattform und Oberfläche mit variablen Wärmeübergangskoeffizienten dargestellt [171]. Die Werte sind dabei wie folgt:

$$h^{\text{Mantel}} = \begin{cases} 3 \cdot 10^{-6} \frac{\text{W}}{\text{mm}^2 \text{K}} & 20^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 90^\circ\text{C} \\ (3 \cdot 10^{-6} + 5,71 \cdot 10^{-8} \frac{(\vartheta-90)}{^\circ\text{C}}) \frac{\text{W}}{\text{mm}^2 \text{K}} & 90^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 160^\circ\text{C} \end{cases}$$

$$h^{\text{Oberflaeche}} = \begin{cases} 6 \cdot 10^{-6} \frac{\text{W}}{\text{mm}^2 \text{K}} & 20^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 100^\circ\text{C} \\ (6 \cdot 10^{-6} - 1,33 \cdot 10^{-8} \frac{(\vartheta-100)}{^\circ\text{C}}) \frac{\text{W}}{\text{mm}^2 \text{K}} & 100^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 145^\circ\text{C} \\ (5,4 \cdot 10^{-6} - 2 \cdot 10^{-8} \frac{(\vartheta-145)}{^\circ\text{C}}) \frac{\text{W}}{\text{mm}^2 \text{K}} & 145^\circ\text{C} \leq \vartheta \leq 200^\circ\text{C} \end{cases}$$

$$h^{\text{Bauplattform}} = 2,6 \cdot 10^{-6} \frac{\text{W}}{\text{mm}^2 \text{K}}$$

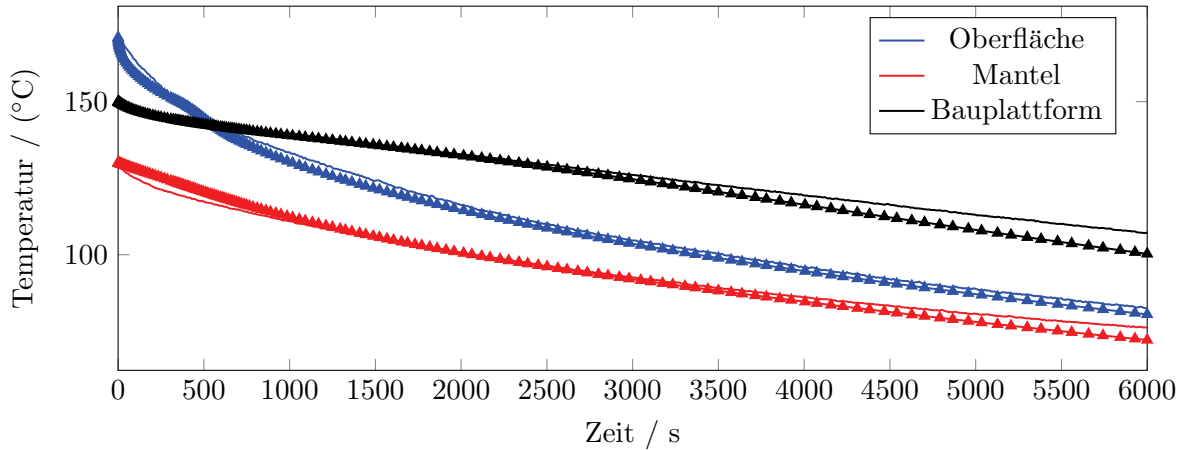


Abbildung 7.11: Gemessene und mittels Wärmeübergangskoeffizienten berechnete Temperaturen an den Oberflächen während der Abkühlphase. Abbildung in Anlehnung an [171].

Die Differenzen an der Oberfläche betragen im aufgezeichneten Bereich maximal 4 K mit einem Durchschnitt von 2 K, wobei die berechnete Abkühlung in der Anfangsphase zunächst etwas schneller und zum Ende der Berechnung langsamer verläuft als die gemessene. Die Differenz an der Bodenplattform beträgt bis $t = 4000\text{ s}$ weniger als 1,5 K und weicht nach 6000 Sekunden um weniger als 6 K von der Messung ab. Die berechnete Manteltemperatur zeigt kurzzeitige Abweichungen von etwa 4 K, wobei auch hier die Abkühlung zunächst unterschätzt und später überschätzt wird.

7.3 Validierung des thermischen Modells

Eine Validierung der thermischen Berechnung ist basierend auf den zur Verfügung stehenden Messdaten des ersten Prozesses möglich. In Abbildung 7.12 sind die Positionen des thermischen Modells gekennzeichnet, an denen die entsprechenden Temperaturen ausgewertet wurden. Zusätzlich ist dort ein Beispiel der genutzten Netzvergrößerung zum Baukammerrand hin gezeigt. In der Validierungsberechnung betrug die Elementhöhe 1 mm, die Elementgrundfläche $5 \times 5 \text{ mm}^2$ und die Schichtzeit 200 Sekunden. Die Messwerte der Thermoelemente und die berechneten Werte sind in den Abbildungen 7.13 - 7.16 gezeigt [171, 172].

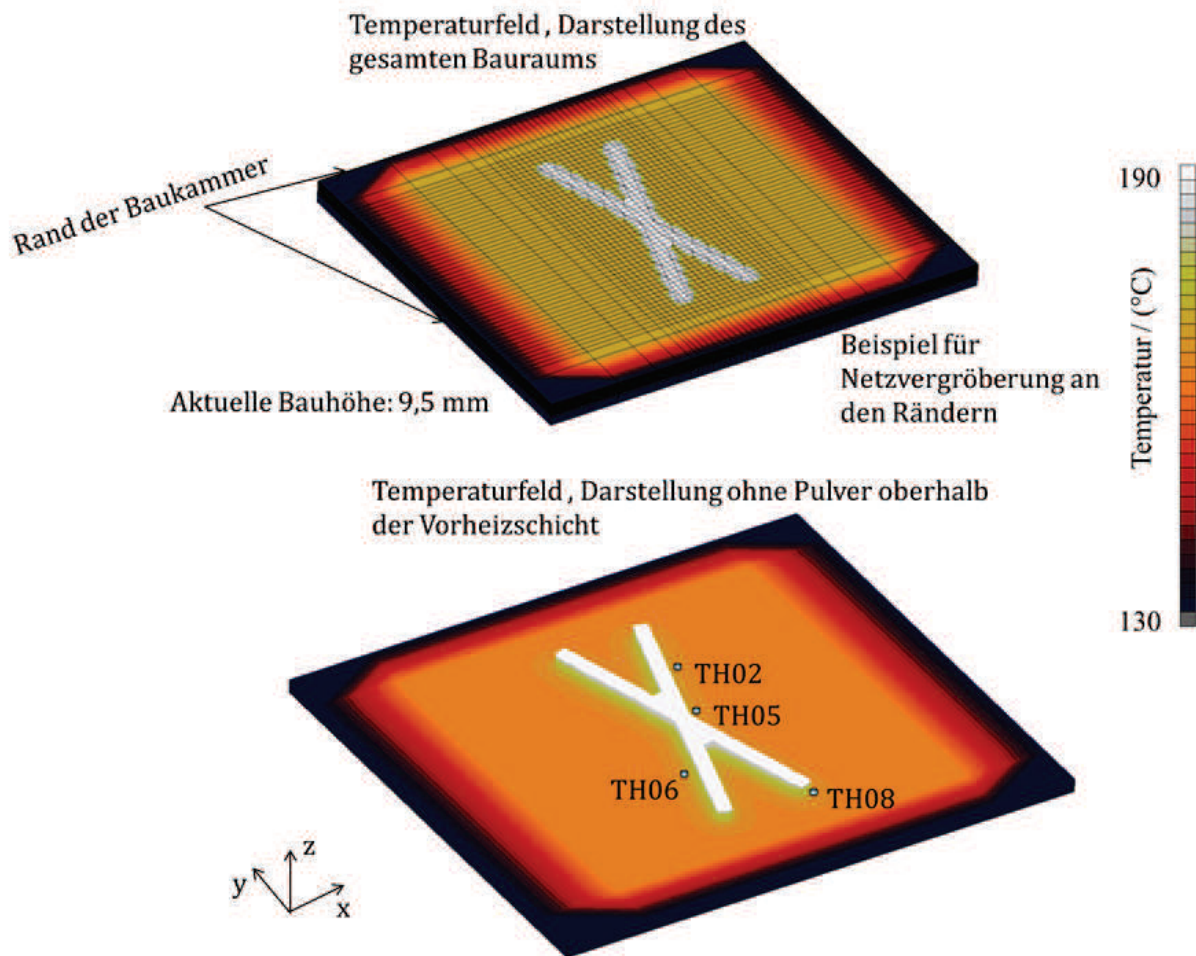


Abbildung 7.12: Positionen der Temperaturmesspunkte zum Vergleich mit den Temperaturmessungen im Pulverbett.

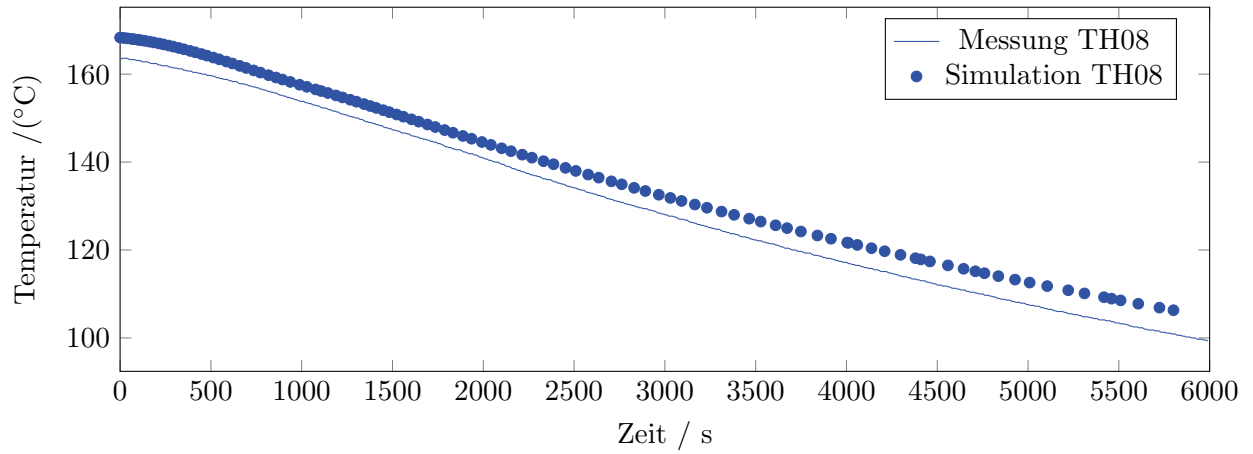


Abbildung 7.13: Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 08. Experimentelle Messdaten aus [171], eigene Darstellung.

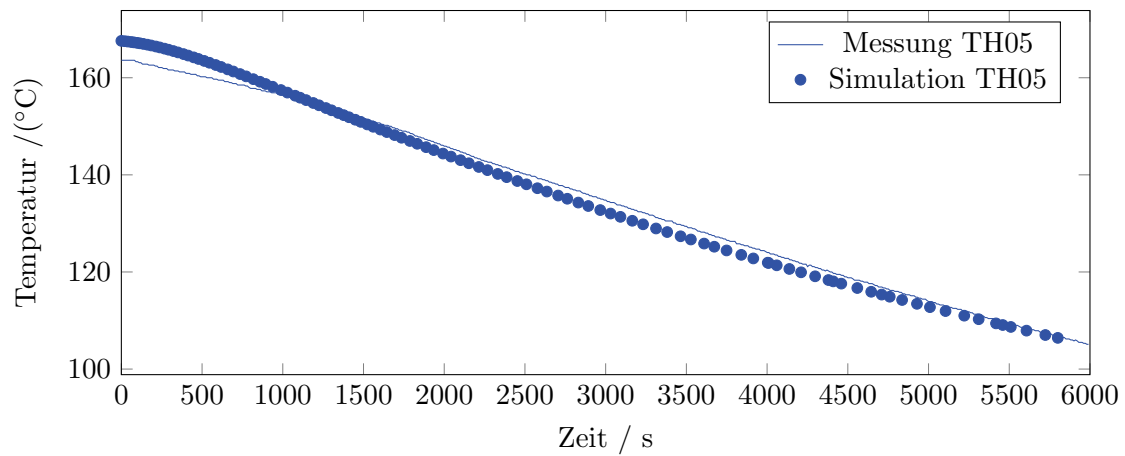


Abbildung 7.14: Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 05. Experimentelle Messdaten aus [171], Abbildung aus [172].

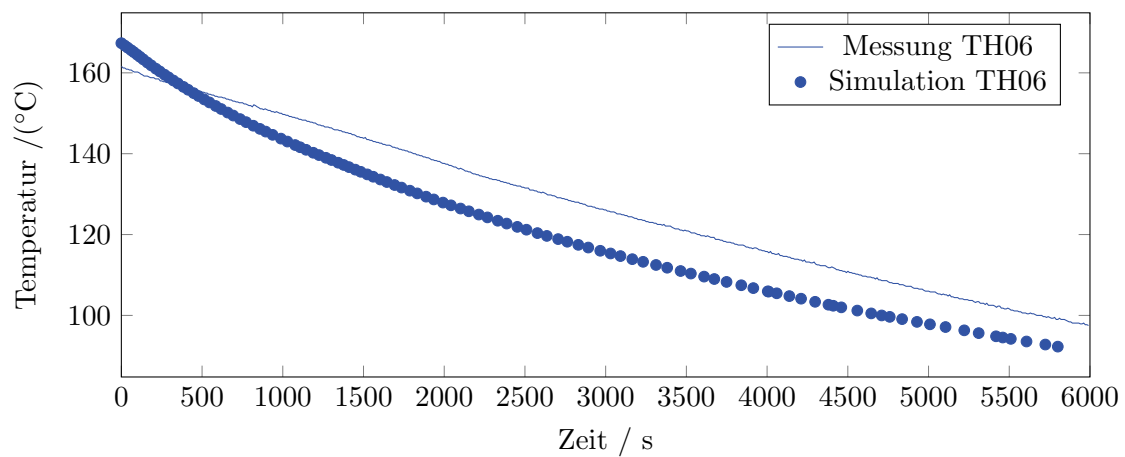


Abbildung 7.15: Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 06. Abbildung in Anlehnung an [171].

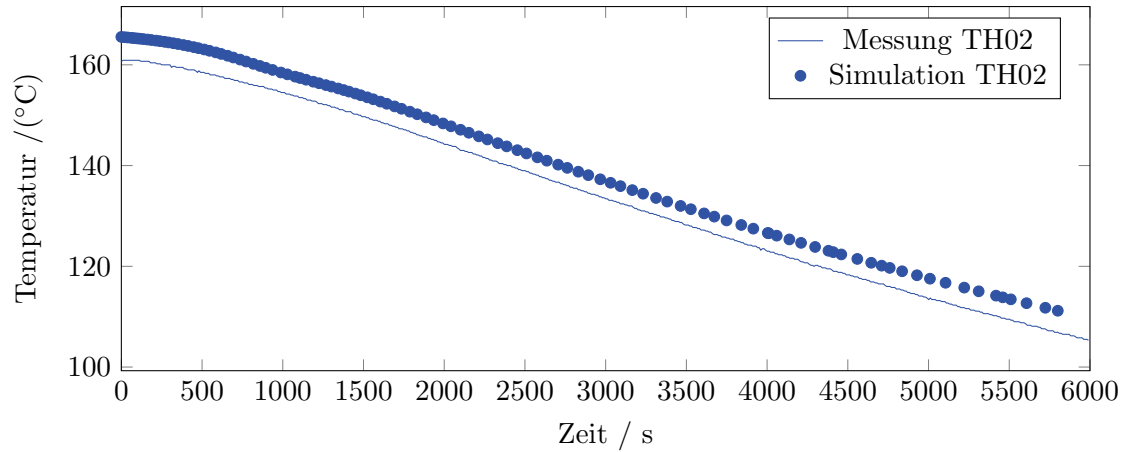


Abbildung 7.16: Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 02. Experimentelle Messdaten aus [171], eigene Darstellung.

Die berechneten Pulverbetttemperaturen weichen an den ausgewerteten Stellen nicht mehr als 8 K von den gemessenen Werten ab. Die Differenzen an den Stellen der Thermoelemente TH08 und TH02 betragen über den gesamten berechneten Zeitraum zwischen 3,5 und 5,5 K, wobei die Temperaturen durch die Simulation überschätzt werden.

Die Differenz an TH05 liegt zum Beginn der Abkühlphase bei 4 K und reduziert sich innerhalb von 1000 Sekunden auf unter 2 K über den verbleibenden Zeitraum. Insgesamt zeigt dieser Punkt die beste Übereinstimmung mit den gemessenen Werten mit Abweichungen von unter 1 K über den verbleibenden zeitlichen Bereich.[172]

TH06 weist am Anfang die maximale Differenz von 8 K auf, die sich jedoch innerhalb von 700 Sekunden auf unter 2 K reduziert. Obwohl das Modell verschiedene Vereinfachungen an den Prozess stellt, um die Rechenzeit zu reduzieren, ist es in der Lage Prozesstemperaturen sowohl an der Oberfläche der Baukammer als auch im Pulverbett in der Abkühlphase korrekt zu bestimmen. Es kann folglich davon ausgegangen werden, dass das Modell die Temperaturen während des Prozesses korrekt abbildet und somit das berechnete Temperaturfeld vor der Abkühlung bis auf geringe Abweichungen dem realen entspricht. Des Weiteren kann gefolgert werden, dass auch die Materialparameter korrekt abgeschätzt wurden, da diese den Wärmediffusionsprozess maßgeblich beeinflussen.

7.4 Methode der inkrementellen Schwindungsdehnung

Im Folgenden wird die entwickelte Methodik zur schnellen Berechnung des prozessbedingten Bauteilverzugs beim Laser-Sintern vorgestellt:

In den, im Stand der Forschung beschriebenen Methoden des mechanischen Schweißnahtäquivalents zur Berechnung von prozessbedingten Verzügen beim Schweißen und des mechanischen Schichtäquivalents zur Berechnung der Bauteildeformation beim Laserstrahlschmelzen von Metallen, werden inhärente Dehnungen ermittelt, die als effektive Anfangsdehnungen in statischen, mechanischen FEM-Berechnungen des Verzugs genutzt werden. Beim Laserstrahlschmelzen entstehen diese anisotropen Dehnungen durch die schnelle Abkühlung der obersten Schicht.

Problemstellung

Im Gegensatz zum Laserstrahlschmelzen von Metallen, ist der Einfluss der Scanstrategie beim Laser-Sintern deutlich geringer. Die Ursache liegt insbesondere an dem Halten des Materials kurz unterhalb seiner Schmelztemperatur, so dass keine schnelle Abkühlung der Oberfläche thermische Dehnungen verursachen kann. Die relevanten Dehnungen entstehen erst bei der Abkühlung des Bauteils durch die Kristallisation in Form der Schwindungsdehnung $\epsilon^S(\alpha)$. Diese treten jedoch nicht gleichzeitig im gesamten Bauteil, sondern orts- und zeitabhängig auf und rufen so den Bauteilverzug hervor. Dementsprechend wird der Bauteilverzug nicht in einem Berechnungsschritt, wie bei der effizienten Schweißsimulation, oder schichtweise, wie bei der Verzugsberechnung des Laserstrahlschmelzens, sondern durch eine Abfolge von Berechnungen des mechanischen Gleichgewichtes unter der Vorgabe jeweils kleiner Schwindungsdehnungsinkremente durchgeführt (siehe Abbildung 7.17). Zur Ermittlung der Schwindungsdehnungen ist demzufolge zunächst eine thermische Berechnung notwendig, um den Temperatur- und Kristallisationsverlauf im Bauteil zu ermitteln. Wenn der zeitliche Verlauf von Temperatur und Kristallisation bekannt ist, kann der Verzug berechnet werden:

Die starke Formulierung des Problems lautet also: Bestimme für jeden Zeitpunkt die Verschiebung \mathbf{u} und die fiktiven Dehnungen ϵ^* mit

$$\operatorname{div} \boldsymbol{\sigma} = 0 \quad (7.22)$$

unter Vorgabe der inkrementellen Schwindungsdehnung $\Delta \epsilon^S(\alpha)$

und

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C}(\boldsymbol{\epsilon} - \boldsymbol{\epsilon}(\alpha)^S - \boldsymbol{\epsilon}^*). \quad (7.23)$$

Die fiktiven Dehnungen ϵ^* dienen dazu, um zusätzlich die Bedingung eines spannungsfreien Zustandes unterhalb der Kristallisationsschwelle α_S zu erfüllen, so dass

$$\boldsymbol{\sigma} = 0, \text{ für } \alpha < \alpha_S \quad (7.24)$$

gilt.

In der FEM-Formulierung lautet die Berechnungsvorschrift zur Lösung an den diskreten Zeit-

punkten t_i wie folgt:

$$\left(\int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} \mathbf{B} dV \right) \mathbf{a}_{t_{i+1}} = \int_S \mathbf{N}^T \mathbf{t} dS + \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} (\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^S)_{t_{i+1}} dV + \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} (\boldsymbol{\varepsilon}^*)_{t_i} dV \quad (7.25)$$

$$\boldsymbol{\varepsilon}_{t_{i+1}}^* = \boldsymbol{\varepsilon}_{t_i}^* + \Delta \boldsymbol{\varepsilon}_{t_{i+1}}^S \chi_{[0, \alpha_S]}(\alpha) \quad (7.26)$$

$$\boldsymbol{\varepsilon}_0^* = 0 \quad (7.27)$$

mit der charakteristischen Funktion $\chi_{[a,b]}(x)$

$$\chi_{[a,b]}(x) = 1, \text{ für } x \in [a, b], \text{ sonst } \chi = 0 \quad (7.28)$$

Zum Vergleich mit ((2.46)): Steifigkeitsmatrix:

$$\mathbf{K} = \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} \mathbf{B} dV$$

Randvektor:

$$\mathbf{f}_b = \int_S \mathbf{N}^T \mathbf{t} dS$$

Vektor der Schwindungs-Anfangsdehnung

$$\mathbf{f}_{01} = \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} (\Delta \boldsymbol{\varepsilon}^S)_{t_{i+1}} dV$$

Vektor der fiktiven-Anfangsdehnung

$$\mathbf{f}_{02} = \int_V \mathbf{B}^T \mathbf{D} (\boldsymbol{\varepsilon}^*)_{t_i} dV$$

In der beschriebenen Form, in der die Schwindungsdehnung inkrementell als effektive Dehnung auf einzelne Elemente wirkt, ist die Formulierung (7.25) auf Grund der Annahme von einer rein elastischen Verformung des Materials oberhalb der Verfestigungsschwelle unabhängig vom E-Modul. In den Berechnungen wurde daher der ermittelte Mittelwert des E-Modul bei Raumtemperatur genutzt.

Der Algorithmus lässt sich als Abfolge von Zeitschritten, in denen jeweils zwei Unterzeitschritte berechnet werden, verstehen:

1. Berechnung des Kräftegleichgewichts unter Vorgabe der Schwindungsdehnung (Gleichung (7.25)).
2. Einfügen von fiktiven Dehnungen $\boldsymbol{\varepsilon}^*$ um den Zustand spannungsfrei zu machen, wenn $\alpha < \alpha_S$ (Gleichung (7.26)).

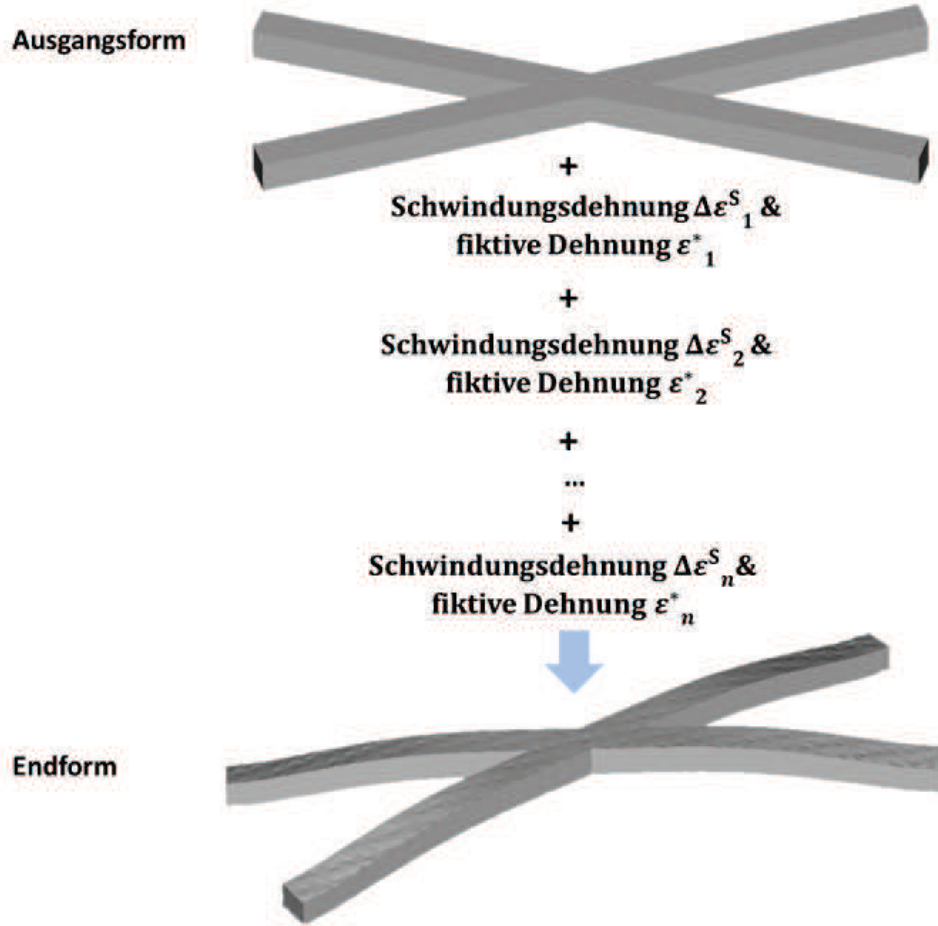


Abbildung 7.17: Schematische Darstellung zur Ermittlung der Endform des Bauteils durch die Methode der inkrementellen Schwindungsdehnungen

Inkrementelle Schwindungsdehnung

Vorraussetzung für den beschriebenen Algorithmus zur Bestimmung des Verzugs, ist die abgeschlossenen thermische FEM-Berechnung mit dem Ergebnis des zeitlichen Temperatur- $\vartheta(\mathbf{x}, t)$ und Kristallisationsverlaufs $\alpha(\mathbf{x}, t)$ aller Punkte \mathbf{x} im Bauteil. Innerhalb der thermischen Berechnung gibt es viele Zeitschritte, an denen keine oder nur eine vernachlässigbare Änderung des Kristallisationsgrades stattfindet. Während dieser Zeitschritte entstehen demnach auch keine Schwindungsdehnungen, sie haben also keinen Einfluss auf den Bauteilverzug, so dass die Anzahl der Inkremente in der mechanischen Berechnung deutlich geringer als in der thermischen Berechnung wird. Die inkrementellen Schwindungsdehnungen, die einen Einfluss auf den Verzug besitzen, werden wie folgt ermittelt:

Für jedes Element E_k , $k = 1, 2, \dots, \tilde{N}$, \tilde{N} : Anzahl der Elemente, und jeden diskreten Zeitpunkt t_i der thermischen Berechnung werden die Mittelwerte $\bar{\alpha}_{E_k}(t_i)$ und $\bar{\vartheta}_{E_k}(t_i)$ des Kristallisationsgrades und der Temperatur bestimmt und im Folgenden der Kristallisationsgrad und die Temperatur eines Elementes als konstant angenommen, so dass gilt:

$$\alpha(\mathbf{x}_{E_k}, t_i) \approx \bar{\alpha}_{E_k}(t_i) = \text{const.} \quad \forall \mathbf{x}_{E_k} \in E_k \quad (7.29)$$

$$\vartheta(\mathbf{x}_{E_k}, t_i) \approx \bar{\vartheta}_{E_k}(t_i) = \text{const.} \quad \forall \mathbf{x}_{E_k} \in E_k \quad (7.30)$$

Aus diesem wird die zeitliche Änderung $\Delta\bar{\alpha}_{E_k}(t_i)$ berechnet:

$$\Delta\bar{\alpha}_{E_k}(t_i) = \bar{\alpha}_{E_k}(t_i) - \bar{\alpha}_{E_k}(t_{i-1}) \quad (7.31)$$

Um nur die Zeitschritte zu nutzen, in denen eine relevante Dehnung erfolgt ist, werden davon die Zeitschritte von $\Delta\bar{\alpha}_{N_k}(t_i)$ betrachtet, in denen die Änderung des Kristallisationsgrades in mindestens einem Element größer einem vorgegebenem Schwellenwert ϵ_{thr} ist. Schematisch ist dieses in Abbildung 7.18 verdeutlicht.

$$|\Delta\bar{\alpha}_{E_k}(t_i)| \geq \Delta\epsilon_{\text{thr}}, \text{ für } \epsilon_{\text{thr}} > 0 \quad (7.32)$$

Übrig bleiben die Zeitschritte τ_r , $r = 1, 2, \dots, \tilde{n}$ der thermischen Berechnung, in denen eine relevante inkrementelle Kristallisationsdehnung $\Delta\epsilon^{\text{kr}}$ entstanden ist und die somit für die Verzugsentstehung verantwortlich sind:

$$\Delta\epsilon_{E_k}^{\text{kr}}(\tau_r) = (1 + \Delta\bar{\alpha}_{E_k}(\tau_r)V^{\text{kr max}})^{\frac{1}{3}} - 1 \quad (7.33)$$

$V^{\text{kr max}}$ ist weiterhin die maximale Volumenschwindung, die durch die pvT-Messungen ermittelt wurde.

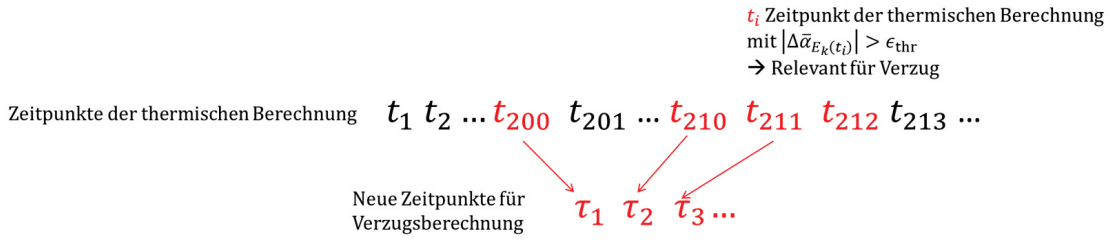


Abbildung 7.18: Schematische Darstellung zur Definition der Zeitschritte für die mechanische Berechnung

Zusätzlich zur Kristallisation erfährt jedes finite Element thermische Dehnungen $\Delta\epsilon^{\text{th}}$, die bis zum Abschluss der Kristallisation aus der Differenz der zu den verbleibenden Zeitschritten gehörenden Temperaturdifferenz berechnet werden:

$$\Delta\epsilon_{E_k}^{\text{th}1}(\tau_r) = \alpha^{\text{th}}(\bar{\vartheta}_{E_k}(\tau_r) - \bar{\vartheta}_{E_k}(\tau_{r-1})), \text{ für } \bar{\alpha}_{E_k} \neq 1 \ \forall \text{ Elemente } E_k \quad (7.34)$$

Nach dem Abschluss der Kristallisation kühlt das Bauteil ohne weitere Kristallisationsdehnungen ab, so dass die verbleibende thermische Dehnung (unter Annahme eines konstanten Ausdehnungskoeffizienten) berechnet werden kann:

$$\Delta\epsilon_{E_k}^{\text{th}2}(\tau_{\tilde{n}+1}) = \alpha^{\text{th}}(\bar{\vartheta}_{E_k}(\tau_{\text{Kristallisationsende}}) - \vartheta_{\text{Umgebung}}) \quad (7.35)$$

Die gesamte Schwindungsdehnung setzt sich aus den drei Summanden zusammen:

$$\Delta \epsilon^s = \Delta \epsilon^{kr} + \Delta \epsilon^{th1} + \Delta \epsilon^{th2} \quad (7.36)$$

Für die inkrementellen Schwindungsdehnungen wird isotropes Verhalten angenommen:

$$\epsilon^s = \epsilon_{xx}^s = \epsilon_{yy}^s = \epsilon_{zz}^s, \epsilon_{xy}^s = \epsilon_{xz}^s = \epsilon_{yz}^s = 0 \quad (7.37)$$

Umsetzung

Der gesamte Ablauf der Berechnungskette ist schematisch in Abbildung 7.19 dargestellt. Ergebnis der thermischen Berechnung, die auf dem Netz des gesamten Bauraums durchgeführt wird, sind die zeitlichen Verläufe der Kristallisation und der Temperatur im Bauraum. Diese bewirken eine inkrementelle Schwindungsdehnung, wobei aus der thermischen Berechnung nur die Zeitschritte betrachtet werden, an denen eine relevante Änderung des Kristallisationsgrades auftritt. Die inkrementellen Schwindungsdehnungen werden dann zur Berechnung des Verzugs genutzt, wobei die Simulation auf einem reduzierten Netz durchgeführt wird, welches nur aus dem Bauteil und dem unterliegenden Pulverbett besteht. Das reduzierte Netz hat die selben Netzparameter (Schichthöhe und Elementgrundfläche), wie das Bauraum-Netz, so dass keine Interpolation zwischen den Netzen notwendig ist.

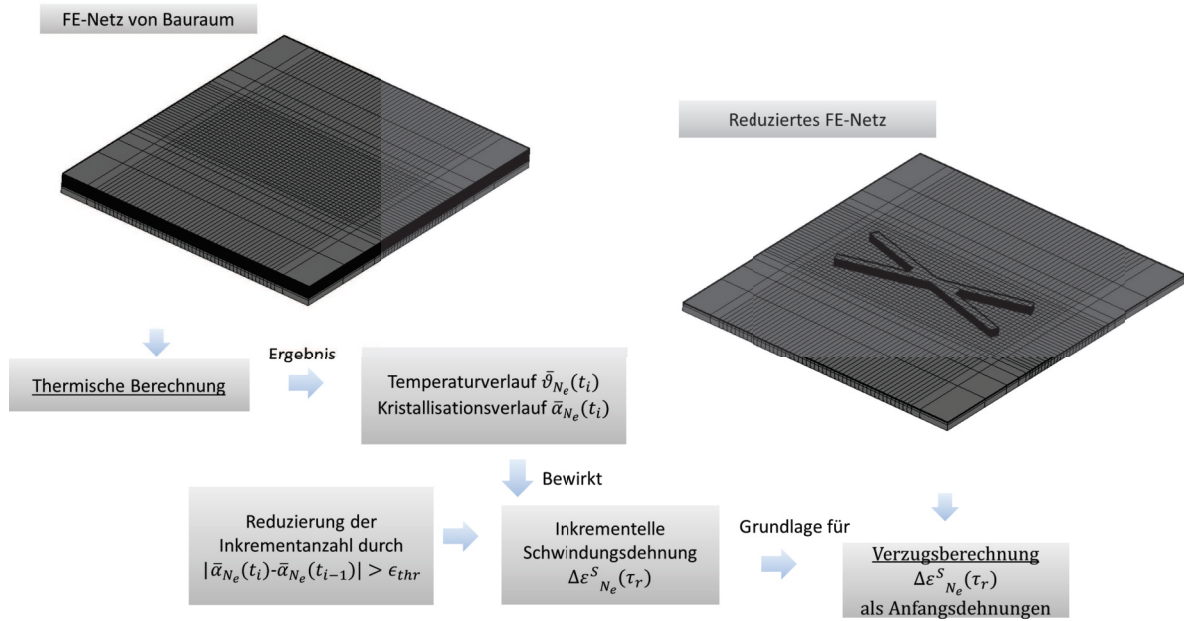


Abbildung 7.19: Abfolge der Einzelschritte zur Verzugsberechnung

Zusätzlich sollen Bauteilbereiche in der mechanischen Berechnung, die zum entsprechenden Zeitpunkt in der thermischen Simulation noch nicht generiert waren, keine Beeinflussung durch die inkrementellen Dehnungen bis zu diesem Zeitpunkt erfahren. Aus diesem Grund werden jeweils nur die Elemente bis zu der Höhe H aktiviert, die zum zugehörigen Zeitpunkt in der thermischen Berechnung vorlag. Das Vorgehen zur Ermittlung der Höhe ist schematisch in Abbildung 7.20

dargestellt.

$$H(\tau_r)^{\text{aktiv}} = \max(z(\tau_r)) \quad (7.38)$$

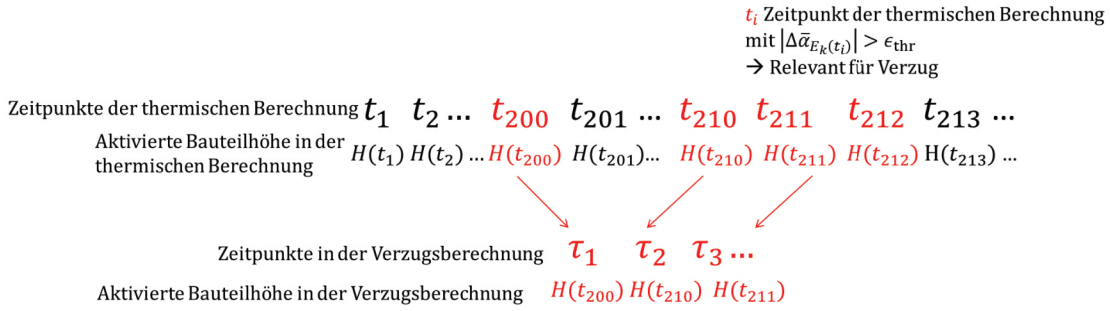


Abbildung 7.20: Schematische Darstellung des Vorgehens zur Bestimmung der Aktivierungshöhe in der mechanischen Berechnung

Bei Bauteilen mit einer geringen Höhe kann es demnach vorkommen, dass die Kristallisation erst nach der Generierung der letzten Bauteilschicht eingesetzt hat. In diesem Fall beeinflussen sämtliche Dehnungen ab dem ersten mechanischen Inkrement das gesamte Modell.

Um die Entstehung von Eigenspannungen im Bauteil zu vermeiden, die durch eine starre Randbedingung an den untersten Knoten des Bauteils entstehen würde und eine freie Verformbarkeit in Analogie zum realen Prozess zu gewährleisten, wird die ursprüngliche Pulver-Vorheizschicht unter dem Bauteil belassen und die Unterseite des Pulvers fixiert. Auf Grund der schwachen mechanischen Eigenschaften, die dem Pulver zugeordnet werden, sind so die freie Beweglichkeit des Bauteils im Pulvers und gleichzeitig die notwendige mechanische Randbedingung erfüllt (siehe Abbildung 7.21).

$$u = 0, \text{ für } z = \text{Unterseite der Vorheizschicht} \quad (7.39)$$

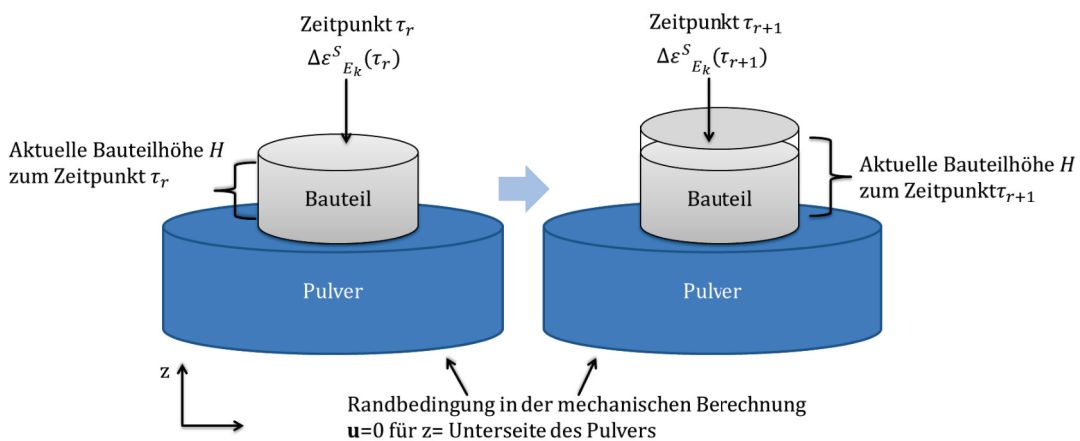


Abbildung 7.21: Modell zur Demonstration des Vorgehens zur Verzugsberechnung

Wahl von ϵ_{thr}

Zur Reduzierung der Anzahl der Zeitschritte in der mechanischen Berechnung werden nur die Zeitschritte der thermischen Berechnung berücksichtigt, die Bedingung (7.32) erfüllen, also eine relevanten Schwindungsdehnung hervorrufen. Die Wahl des Schwellenwertes ϵ_{thr} erfolgt dabei

so, dass die Summe der Kristallisationsgradänderungen, der nicht berücksichtigten Zeitschritte unter einem Prozent liegt.

$$\text{Bestimme } \epsilon_{\text{thr}} \text{ so, dass } \sum_i^n \Delta \bar{\alpha}_{E_k}(t_i) > 0,99, \forall E_k \quad (7.40)$$

Kapitel 8

Ergebnisse und Diskussion

8.1 Beispielhafte Erläuterung des Vorgehens zur Verzugsberechnung

Modell

Nachfolgend wird beispielhaft der Berechnungsvorgang vorgestellt. Die Abmessungen des betrachteten Bauteils sind in Abbildung 8.1) dargestellt. Die Schichthöhe in Aufbaurichtung betrug 0,25 mm bei einer Schichtzeit von 50 Sekunden. Die Temperaturen der Abkühlung an den Außenflächen sind aus Prozess 1 übernommen.

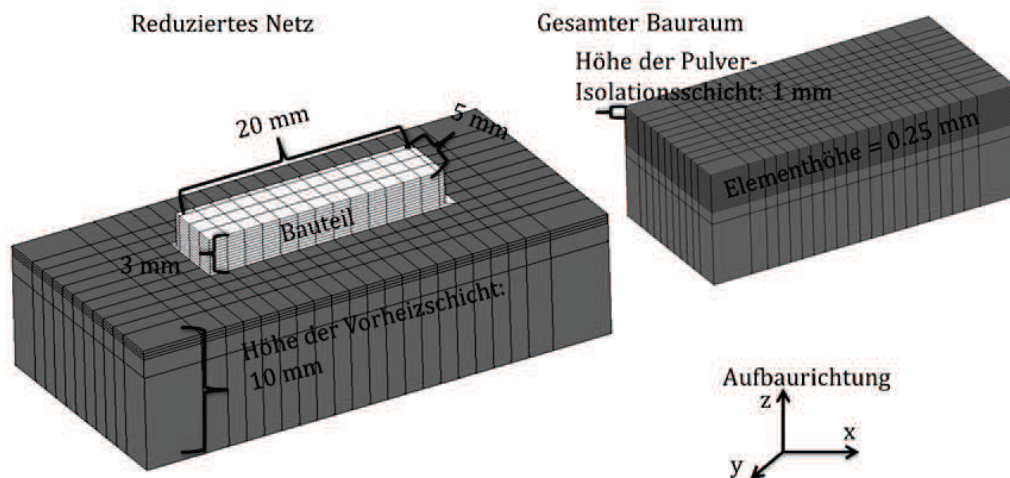


Abbildung 8.1: Modell zur Demonstration des Vorgehens zur Verzugsberechnung

Verfahren zur Visualisierung des Berechnungsergebnisses

Ausgangspunkt ist die abgeschlossene thermische Berechnung unter Berücksichtigung der Kristallisation. Diese liefert die Mittelwerte des Kristallisationsgrades für jedes Element zu jedem Zeitpunkt:

$$\text{Ausgangspunkt: } \bar{\alpha}_{E_k}(t_i)$$

Dieses lässt sich als Daten-Matrix interpretieren und darstellen. Jedem Element wird dazu als ID eine natürliche Zahl zwischen 1 und der Gesamtanzahl \tilde{N} der finiten Elemente im Modell zugeordnet:

$$\text{ID} = 1, 2, \dots, \tilde{N} : \text{Anzahl der finiten Elemente}$$

Durch die Konzeption der FE-Netze, besitzt das finite Element mit minimalem Wert von (x,y,z) die ID=1. Die ID nimmt dann jeweils um eins für konstante x-Werte entlang der Y-Achse zu. Die Nummerierung der zweiten Schicht beginnt oberhalb von Element mit ID=1 (siehe Abbildung 8.2).

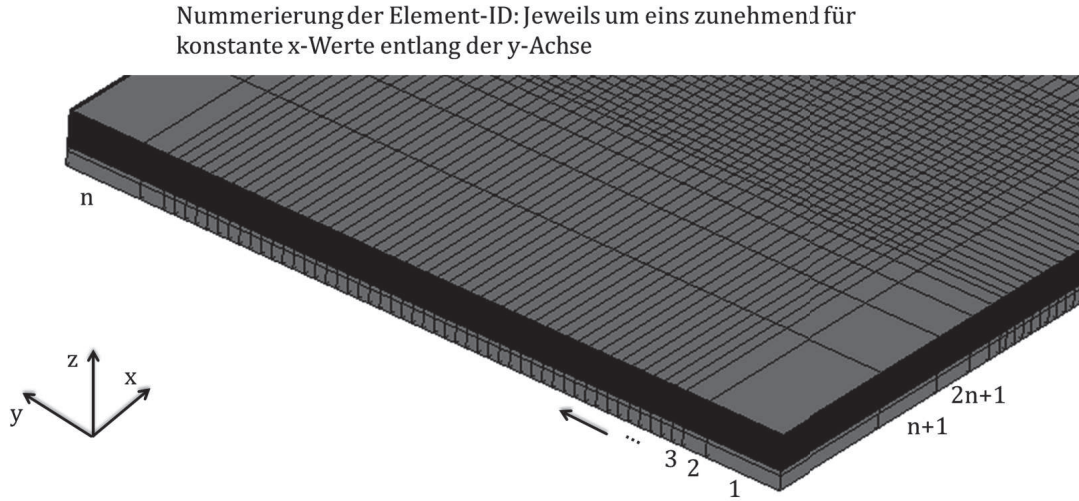


Abbildung 8.2: Nummerierung der finiten Elemente

Durch diese Interpretation lässt sich der Kristallisationsverlauf in Aufbaurichtung als Höhenplot darstellen (siehe Abbildung 8.3). Dazu werden die Elemente aufsteigend nach der ID sortiert und der jeweilige maximale z-Wert $z_{E_k}^{\max}$ eines finiten Elementes genutzt:

$$\text{Darstellung: } \bar{\alpha}(t_i, z_{E_k}^{\max})$$

wobei bedingt durch das schichtbasierte Netz gilt:

$$z_{E_k}^{\max} = \text{const. für alle Elemente einer Schicht}$$

8.1. BEISPIELHAFTE ERLÄUTERUNG DES VORGEHENS ZUR VERZUGSBERECHNUNG

Visualisierung des Kristallisationsverlaufs durch
Darstellung im Höhenplot

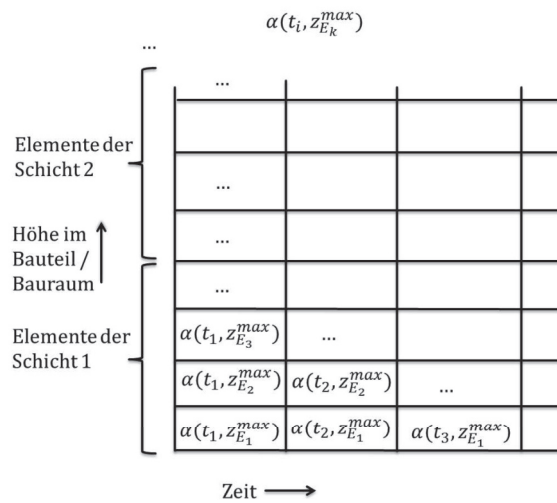


Abbildung 8.3: Visualisierung des Kristallisationsverlaufs durch Interpretation als Höhenplot

Kristallisationsverlauf

Die zeitliche Entwicklung des Kristallisationsverlaufes aller Elemente des Bauraum-Netzes ist in Abbildung 8.4 gezeigt. Die Farbe kodiert den Kristallisationsgrad des jeweiligen Elementes zu einem bestimmten Zeitpunkt.

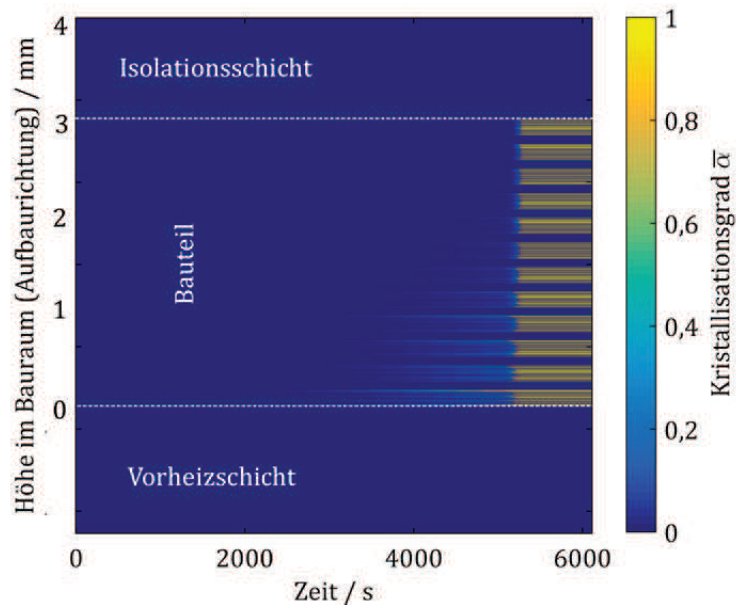


Abbildung 8.4: Kristallisationsverlauf auf gesamtem Bauraum-Netz

Kristallisationsgradänderung

Die zugehörige Kristallisationsgradänderung $\Delta\bar{\alpha}(\tau_r, z_{E_k}^{max})$ ist in Abbildung 8.5 dargestellt. Dabei sind nur noch die Zeitpunkte ausgewählt, die

$$|\Delta\bar{\alpha}(t_i, z_{E_k}^{max})| \geq \Delta\epsilon_{thr}, \text{ für } \epsilon_{thr} > 0$$

erfüllen. Die zeitliche Reduzierung bewirkt eine Abnahme der Anzahl der Berechnungsschritte von der thermischen zur mechanischen Berechnung um 74 Prozent.

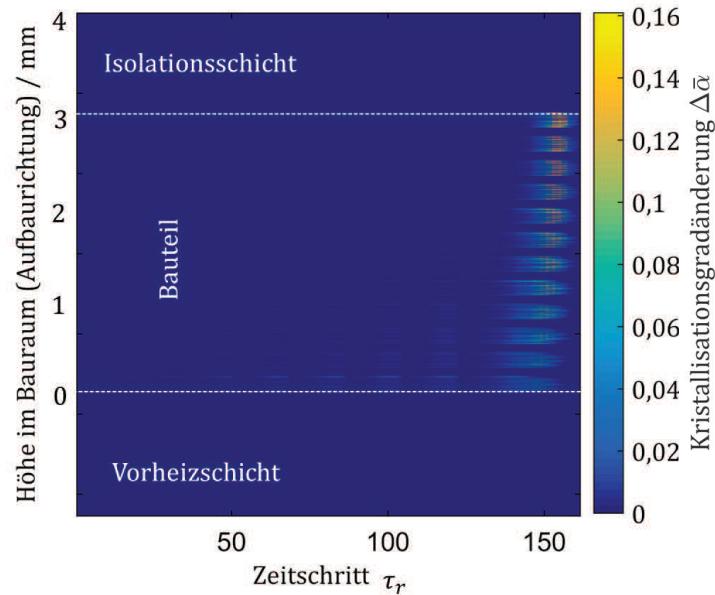


Abbildung 8.5: Kristallisationsgradänderung $\Delta\bar{\alpha}$ des gesamten Bauraum-Netzes

Verzugsrelevante Kristallisationsgradänderung auf reduziertem FE-Netz

Zudem ist in Abbildung 8.6 die zeitlich reduzierte Kristallisationsgradänderung im Bauteil gezeigt, d.h. aus der Abbildung 8.5 sind die Elemente entfernt, die nicht zum Bauteil sondern zum Pulverbett gehören. Durch die Übertragung auf das reduzierte FE-Netz hat sich die Elementanzahl um 62 Prozent von 4851 im Bauraumnetz auf 1827 im reduzierten Netz verringert.

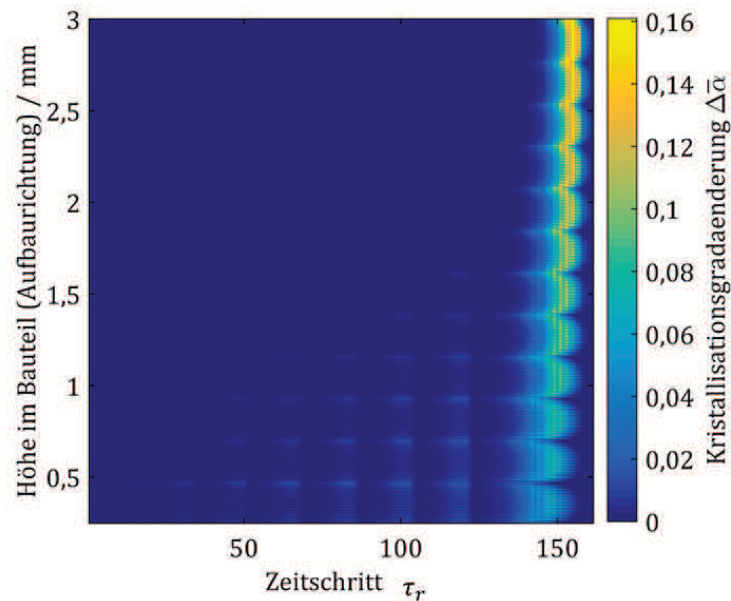


Abbildung 8.6: Kristallisationsgradänderung $\Delta\bar{\alpha}$ der Bauteilelemente

Kristallisationsdehnung

Die inkrementelle Kristallisationsdehnung

$$\Delta \varepsilon^{\text{kr}}(\tau_r, z_{E_k}^{\text{max}}) = (1 + \Delta \bar{\alpha}(\tau_r, z_{E_k}^{\text{max}}) V^{\text{kr max}})^{\frac{1}{3}} - 1$$

und der Zeitpunkt des jeweiligen Elementes, bei dem die Verfestigungsschwelle (hier $\alpha_S = 0,8$) erreicht wird (rote Linie), sind in Abbildung 8.7 gezeigt.

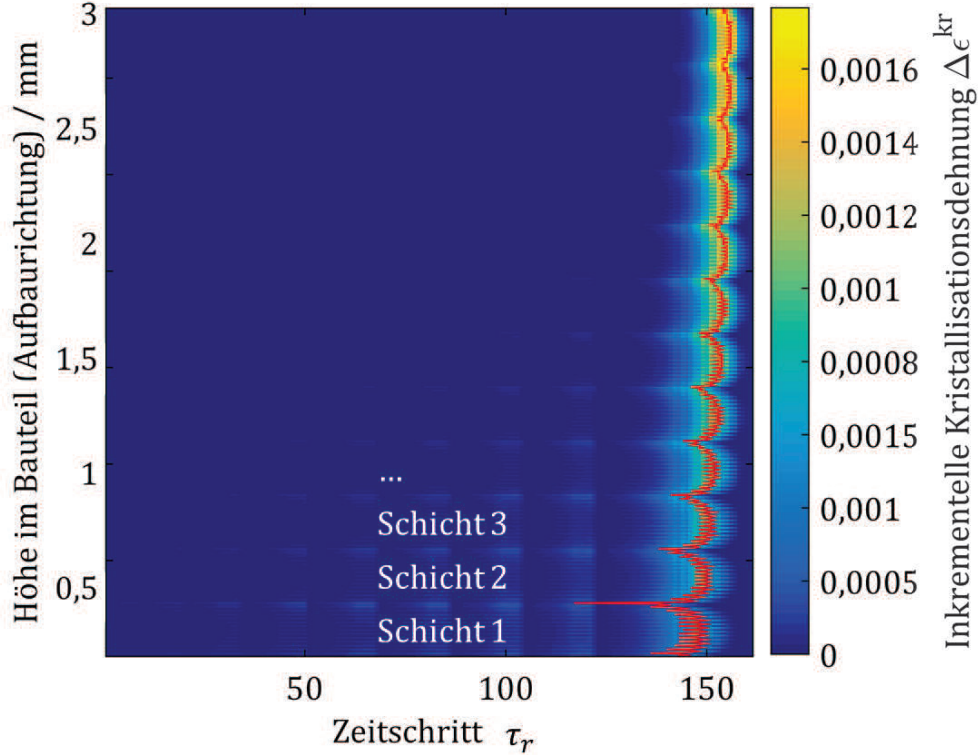


Abbildung 8.7: Inkrementelle Kristallisationsdehnung im Bauteil und Verfestigungsschwelle (rote Linie)

Da die z-Komponente der Elemente mit steigender Element-ID zunimmt, lassen sich die Darstellungen in Bezug auf den Kristallisationsverlauf in Aufbaurichtung interpretieren: Die Kristallisation beginnt an der Unterseite des Bauteils, die Verfestigungsschwelle wird dort folglich bei der geringsten Inkrementanzahl erreicht. Die Kristallisationsfront breitet sich von dort aus in Aufbaurichtung aus und erreicht die oberen Bauteilbereiche zum Schluss.

Kristallisation und Verzug

In Abbildung 8.8 ist auszugsweise der Verlauf der Kristallisation und der resultierende Verzug in Aufbaurichtung dargestellt. Auf Grund der schnellen Kristallisation der unteren Bauteilränder und der damit verbunden Schwindung, weist das Bauteil zunächst eine leichte Wölbung zur Bauplattform auf, die mit dem Fortschreiten der Kristallisationsfront jedoch revidiert wird. Entsprechend der Verfestigungsschwelle bauen sich in dieser Phase Eigenspannungen, bedingt durch die Einschränkung der Dehnung kristallisierender Volumenelemente durch die unterliegenden, bereits verfestigten Bereiche, auf. Entsprechend der Beobachtung von Ambrosy et al.

8.1. BEISPIELHAFTE ERLÄUTERUNG DES VORGEHENS ZUR VERZUGSBERECHNUNG

[144] weist das Bauteil, bedingt durch die vornehmliche Auskühlung von der Bauteilunterseite, einen Wölbung in Aufbaurichtung auf.

Die maximale Spannung (von Mises Vergleichsspannung σ_v) im Pulverbett liegt bei $\sigma_v \approx 0,005 \text{ MPa}$, während die minimale Spannung im Bauteil etwa 3 MPa beträgt, wodurch eine relevante Beeinflussung des Bauteilverzugs durch das Pulverbett ausgeschlossen werden kann.

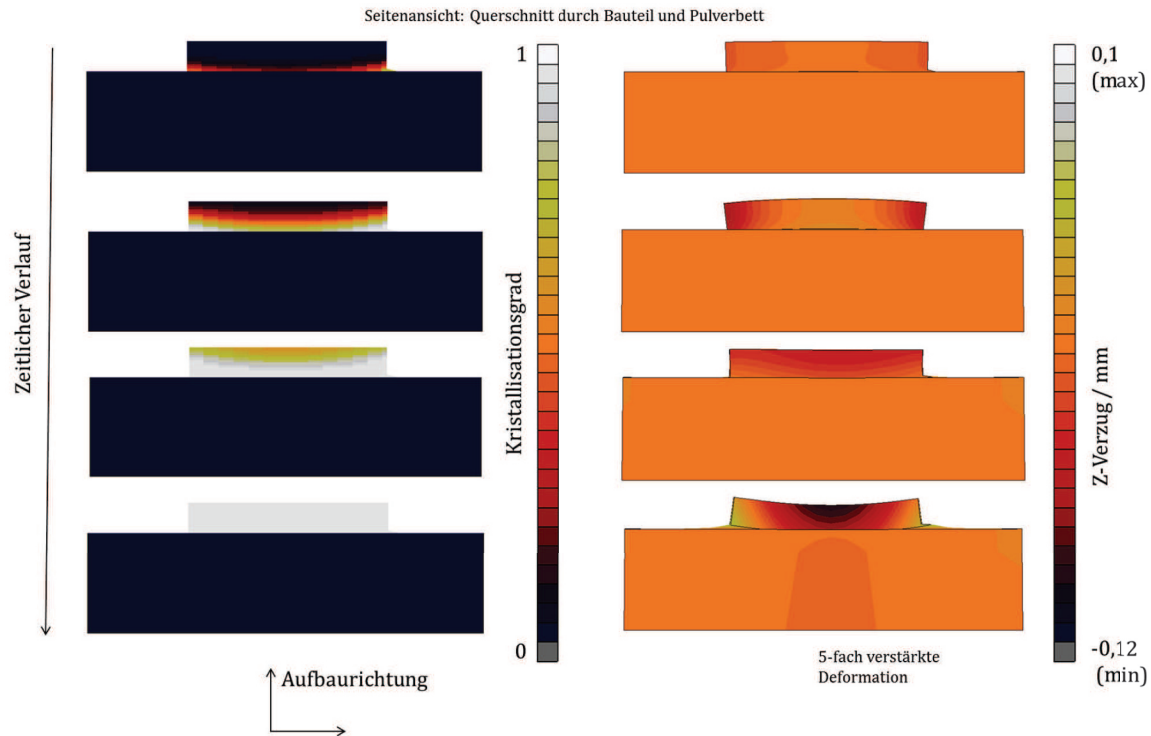


Abbildung 8.8: Korrelation von Kristallisationsverlauf und Verzug in Aufbaurichtung

8.2 Validierung des Modells an Probekörpern

Zur Validierung des Modells wurden die Prozesse der isoliert generierten Probekörper simuliert und die entsprechenden Verläufe der Kristallisation analysiert. Die Schichthöhe betrug bei allen Berechnungen 1 mm bei einer Schichtzeit von 200 Sekunden, entsprechend einer Schichtzeit im Prozess von etwa 20 Sekunden. In den Abbildungen 8.9 bis 8.13 sind die Verläufe der inkrementellen Kristallisationsdehnungen dargestellt und der berechnete und gemessene Verzug in Aufbaurichtung gezeigt. Die Berechnungen wurden mit einer Verfestigungsschwelle von $\alpha_S = 0,8$ durchgeführt.

Prozess 1

Die Darstellung der inkrementellen Kristallisationsdehnungen von Prozess 1 zeigt, dass die Kristallisation aus der Aufbaurichtung betrachtet, zunächst im oberen Bauteilbereich beginnt und sich von dort Richtung Bauteilmitte ausbreitet. Zeitversetzt beginnt die Kristallisation an der Unterseite des Bauteils und breitet sich in einer zweiten Front im unteren Drittel des Bauteils aus. Die mittleren Bereiche des Bauteils kristallisieren zum Schluss. Auf Grund der Wellenform lässt sich neben dem globalen Fortschreiten der Kristallisationsfront in negative Aufbaurichtung lokal (schichtweise) eine Ausbreitung von den äußeren Enden der Arme des Kreuzprobekörpers in die Schichtmitte, ausmachen.

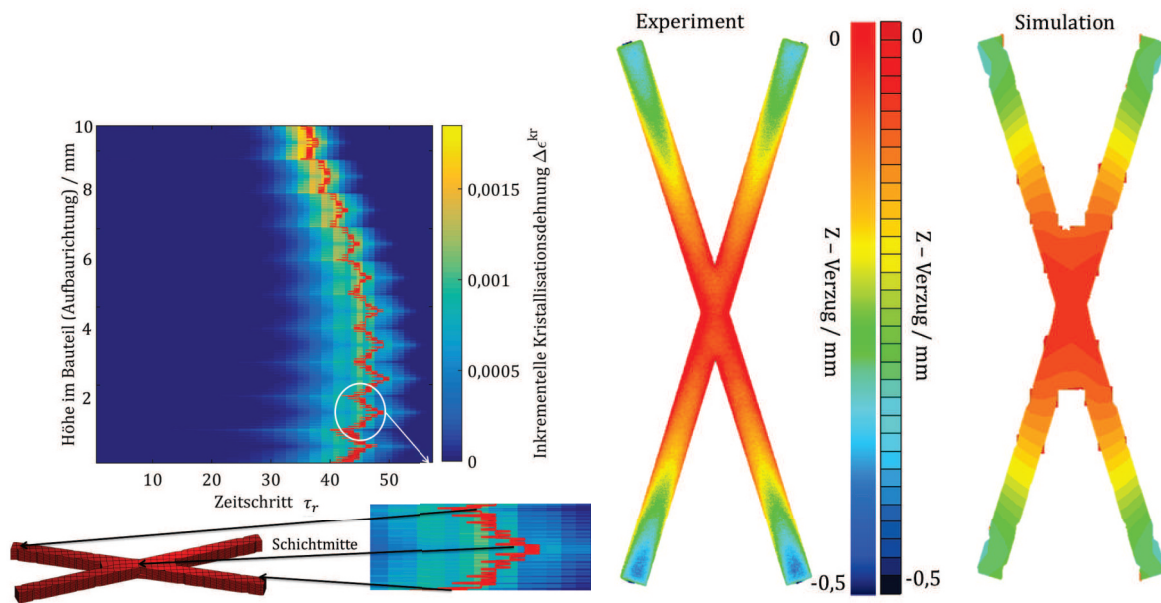


Abbildung 8.9: Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 1

Prozess 2

Die Situation ist in Prozess 2 prinzipiell entgegengesetzt zu der aus Prozess 1. Hier kristallisieren zunächst die unteren Bauteilbereiche und zeitversetzt die oberen Bereiche. Die Kristallisation der mittleren Bereiche erfolgt ebenfalls zum Schluss. Die Abschätzung des sich einstellenden Temperaturgefälles im Pulverbett in Aufbaurichtung auf Grund einer Oberflächentemperatur von 171 °C und den entsprechenden Temperaturen der Bauplattform macht deutlich, dass die Temperatur des Pulvers an der Bauteilunterseite während des gesamten Prozesses 2 wenige Kelvin unterhalb der des Prozesses 1 liegen wird (siehe Abbildung 8.11). Im Zuge der Abkühlphase setzt dort auf Grund des nichtlinearen Anstiegs der Kristallisationsrate mit abnehmender Temperatur die Kristallisation zuerst und insbesondere schneller als in Prozess 1 ein.

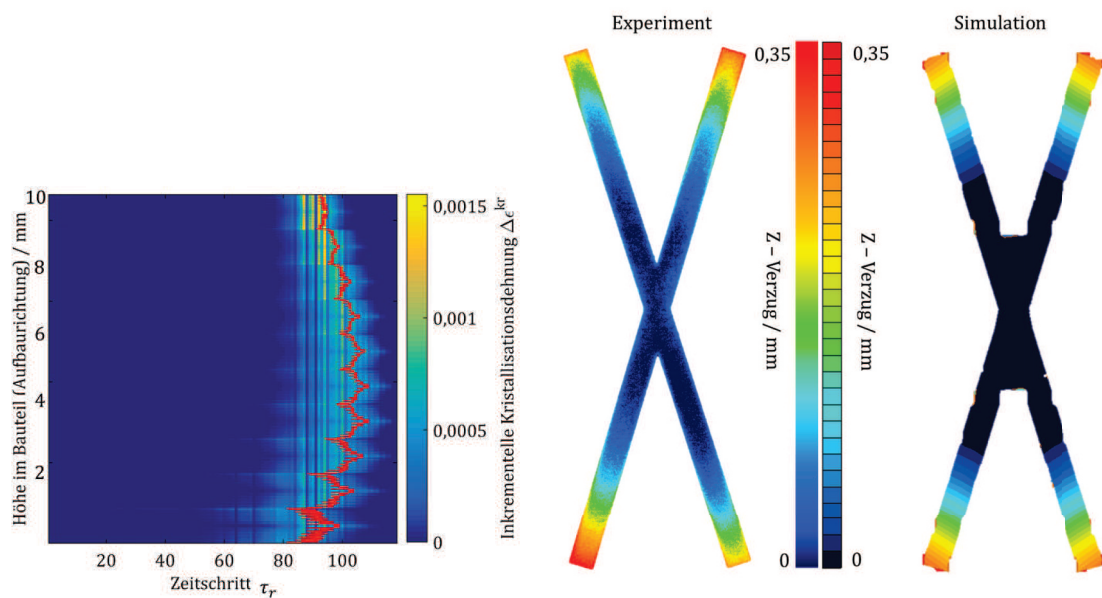


Abbildung 8.10: Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 2

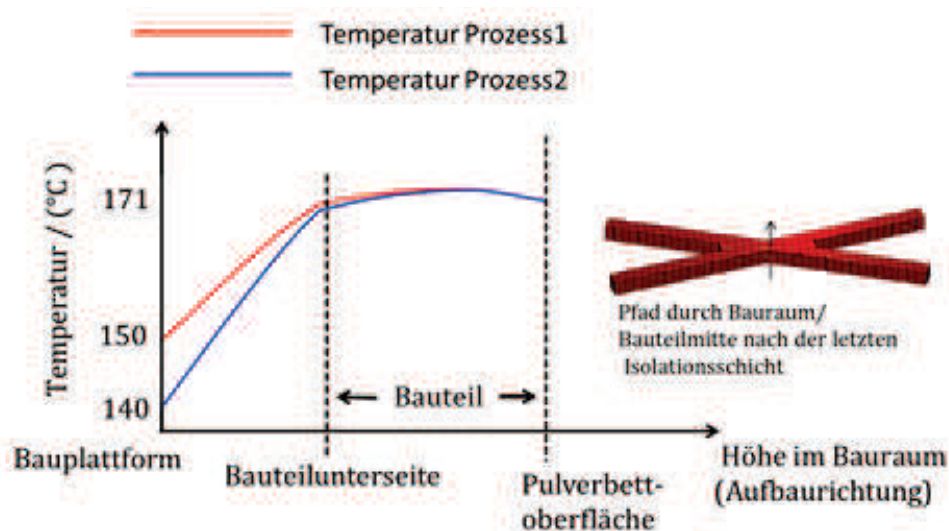


Abbildung 8.11: Schematische Erläuterung der Unterschiede des Temperaturverlaufs in Aufbaurichtung zwischen Prozess 1 und Prozess 2

Prozess 3

Im Prozess 3, in dem die aufgetragene Abkühlphase verlängert wurde, verläuft die Kristallisation deutlich homogener bezogen auf die Höhe des Bauteils. Die Kristallisation beginnt trotz der verlängerten Isolationsschicht von der Oberseite, jedoch folgt die Kristallisation an der Unterseite wesentlich schneller als im Referenzprozess. Auch der zeitliche Unterschied zwischen der Kristallisation der oberen und unteren Randbereiche und der Bauteilmitte ist geringer.

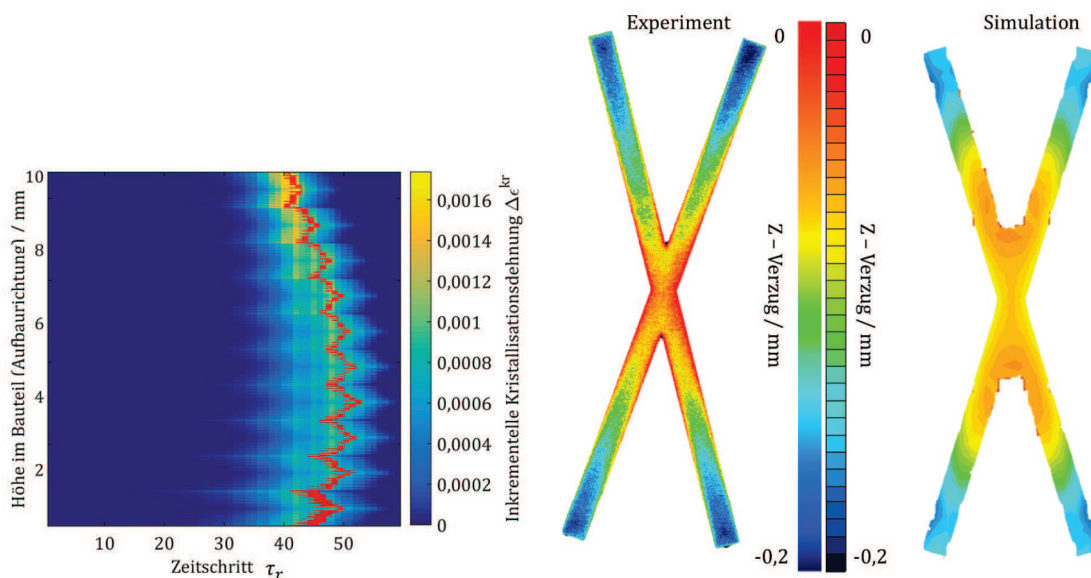


Abbildung 8.12: Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 3

Prozess 4

Prozess 4, der den höchsten Verzug hervorgerufen hat, zeigt auf Grund der fehlenden Pulverisolationsschicht eine nahezu vollständig einseitig fortschreitende Kristallisationsfront durch das Bauteil. Dieser Prozess weist den größten zeitlichen Unterschied zwischen der Kristallisation der Oberseite und der Unterseite auf. Die Wellenausprägung ist ebenfalls gegenüber den übrigen Prozessen verringert, was als gleichmäßige Kristallisation ganzer Ebenen zu interpretieren ist.

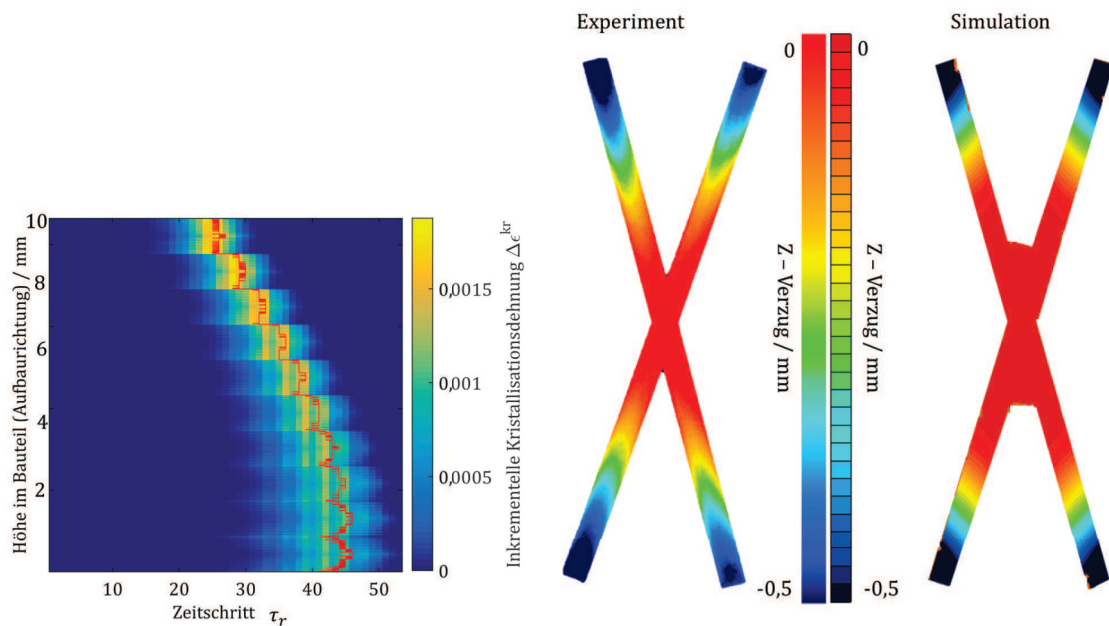


Abbildung 8.13: Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 4

Fazit

Die Ergebnisse zeigen insgesamt, dass das Berechnungsmodell sowohl die, durch die thermischen Randbedingungen bedingte, Verzugsausprägung in ihrer Richtung, das Verhältnis zwischen den Experimenten, als auch für die einfachen Probekörper quantitativ richtige Werte berechnen kann. Durch die Korrelation des Verlaufes der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und des Verzugs kann der Kristallisationsablauf im Bauteil als verzugsverantwortliche Größe identifiziert werden. Die genutzte Darstellungsformen ermöglichen dabei die Visualisierung der Unterschiede im Kristallisationsverhalten in Abhängigkeit von den thermischen Randbedingungen. Aus den Analysen wird deutlich, dass ein größerer Kristallisationsgradient, wie in Prozess Vier, zu einem höheren Verzug führt. Bauteile, die gleichmäßig kristallisieren, beispielsweise durch passende Prozesstemperaturen oder zusätzliches Pulver zur Isolation, wie in Prozess Drei, können verzugsfrei generiert werden.

8.3 Anwendung des Modells an Industriebauteilen

Zur Validierung wurde der prozessbedingte Verzug von zwei Industriebauteilen (mit freundlicher Genehmigung der Firmen Bosch GmbH und Audi AG) (siehe Abbildung 8.14) generiert und mit dem Berechnungsergebnis verglichen. Die Vermessung der Bauteile wurde mit einem optischen Messsystem durchgeführt (durch die Firma Neue Materialien Bayreuth GmbH).

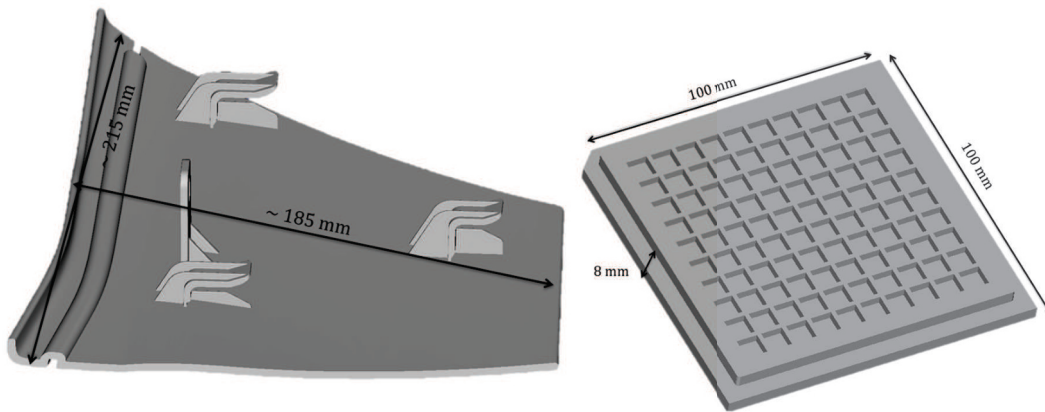


Abbildung 8.14: Industrieprobekörper zur Validierung des Modells

Die Bauteile wurden auf der selben Anlage wie die Probekörper jeweils isoliert generiert, so dass auch hier Temperaturwerte an den Rändern zur Berechnung der Abkühlphase vorgegeben werden konnten. Weiterhin wurden die Bauteile mittig auf eine Vorheizschicht der Höhe 10 mm und unter eine Isolationsschicht von 4 mm Pulver platziert. Das Gitter-Bauteil („Wafflepack“) wurde flach liegend platziert und die Seitenverkleidung so orientiert, dass der vordere, linke Bereich an der kürzeren Grundseite des Trapezes parallel zur Bodenplatte lag (siehe Abbildung fenetz).

FE-Netze

Beide Bauteile stellen auf unterschiedliche Weise hohe Anforderungen an die Simulation. Auf Grund der kleinen Waben, muss das Wafflepack durch finiten Elemente mit verhältnismäßig kleinen Grundflächen approximiert werden, um den hohen Detaillierungsgrad im FE-Netz erhalten zu können. In Aufbaurichtung weist das Bauteil keine größere Komplexität auf, so dass eine Schichthöhe von 1 mm (und eine entsprechende Schichtzeit von 200 Sekunden) genutzt werden konnte. Insgesamt besteht das FE-Netz aus etwas mehr als 100000 Elementen.

Die Seitenverkleidung ist nur wenige Millimeter dick und ist leicht gekrümmt. Dementsprechend wurde eine Vernetzung mit einer Schichthöhe von 0,5 mm gewählt und die Schichtzeit auf 100 Sekunden gesetzt. Da das Bauteil im Verhältnis zur Dicke relativ hoch ist (Höhe: 52,5 mm, Dicke ≈ 3 mm), steigt auch hier die Anzahl der finiten Elemente, trotz einer Element-Grundfläche von $10 \times 10 \text{ mm}^2$ auf 100000 an. Beide Netze sind in Abbildung 8.15 dargestellt.

Der berechnete Verzug der Seitenverkleidung wurde mit Hilfe einer Arbeitsgruppen-internen Software auf das Original CAD projiziert und dieses entsprechend deformiert. Analog zu dem Flächenvergleich mit Hilfe der Software GOM-Inspect von Original-CAD und gemessener Oberfläche des generierten Bauteils kann dann das deformierte CAD mit dem Original verglichen

werden. Bei solchen Vergleichen bestimmt die gewählte Vorausrichtung der Bauteile maßgeblich das Messergebnis. In den gewählten Darstellungen wurde die „Best-Fit“-Variante gewählt, in der die Flächen so orientiert werden, dass die Gesamtabweichung minimal ist.

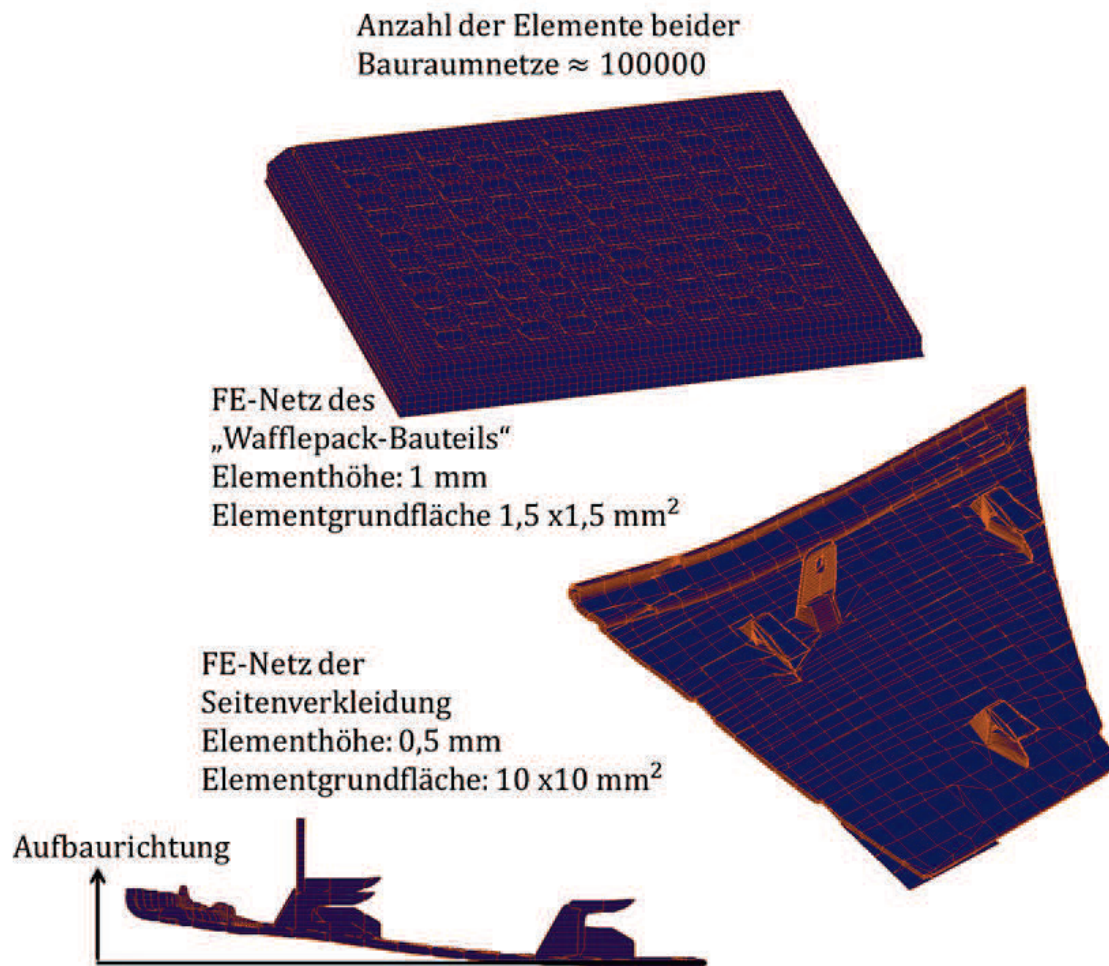


Abbildung 8.15: FE-Netze der berechneten Industriebauteile

„Wafflepack“-Bauteil

In der Abbildung 8.16 sind der gemessene und berechnete Verzug des Wafflepack-Bauteils dargestellt. Der Verzug des Wafflepacks wurde ebenfalls mit der Software GOM-Inspect ermittelt. Durch die Wabenstruktur des Bauteils unterliegt die GOM-Messung einer gewissen Unsicherheit, dennoch wird deutlich, dass der mittlere Bereich des Bauteils oberhalb der Soll-Form liegt. Des Weiteren liegt der Rand im negativen Bereich, so dass analog zu dem Probekörper aus dem Referenzprozess eine Wölbung des Bauteils in Richtung Bodenplatte erfolgt ist. Das Berechnungsergebnis ist auf Grund der symmetrischen Form und der, durch das geringe Verhältnis von Bauteilgröße und Baukammergröße, vornehmlich durch die Ober- und Unterseite erfolgten Abkühlung symmetrisch verzogen. Der berechnete Verzug entspricht dabei bis auf geringere Abweichungen der Messung. Dabei ist sowohl der mittlere Bereich des Bauteils gegenüber der Soll-Form in positive Aufbaurichtung, als auch die Randbereiche in negative Aufbaurichtung verzogen. Insbesondere der maximale und minimale Verzugswert zeigen nur geringe Abweichungen auf.

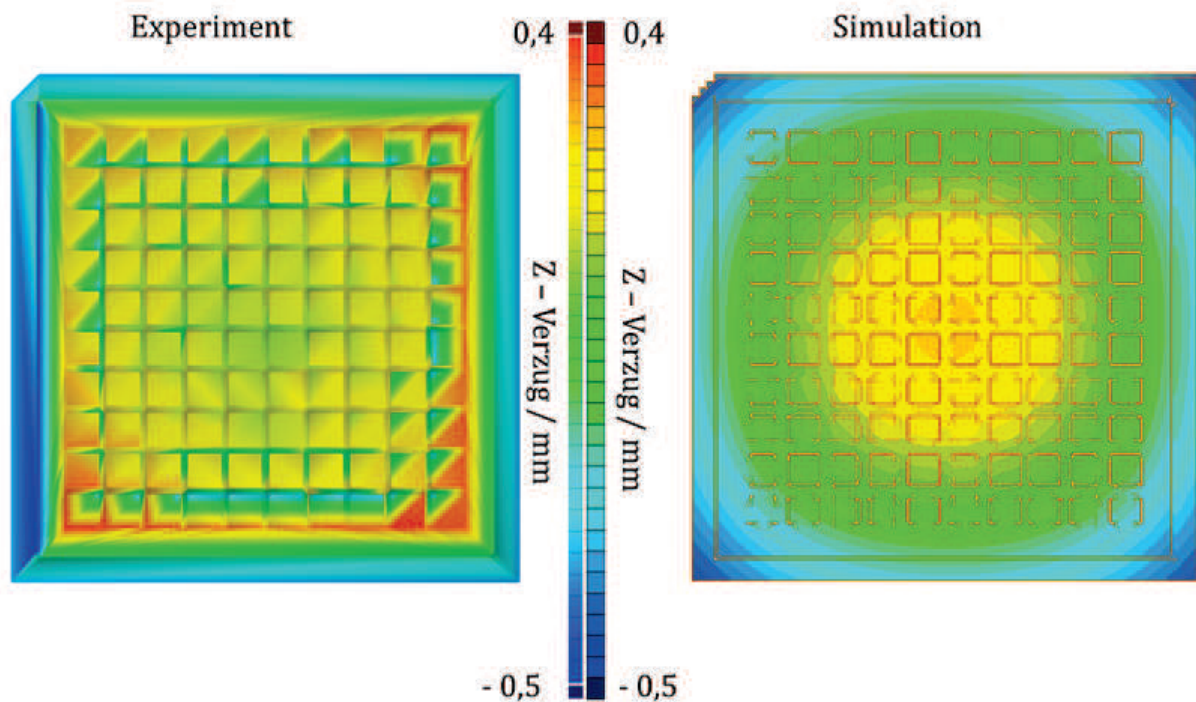


Abbildung 8.16: Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug am Beispiel des Wafflepack-Bauteils

Seitenverkleidung: Temperaturverlauf

In Abbildung 8.17 ist das Temperaturfeld zu verschiedenen Zeitpunkten während der Sinterphase und der Abkühlphase dargestellt. Das Ergebnis zeigt, dass die Temperatur im Bauteil nach 10000 Sekunden noch oberhalb der ursprünglichen Temperatur der Randheizung von 130 °C liegt, während das umgebende Pulver bereits weiter abgekühlt ist.

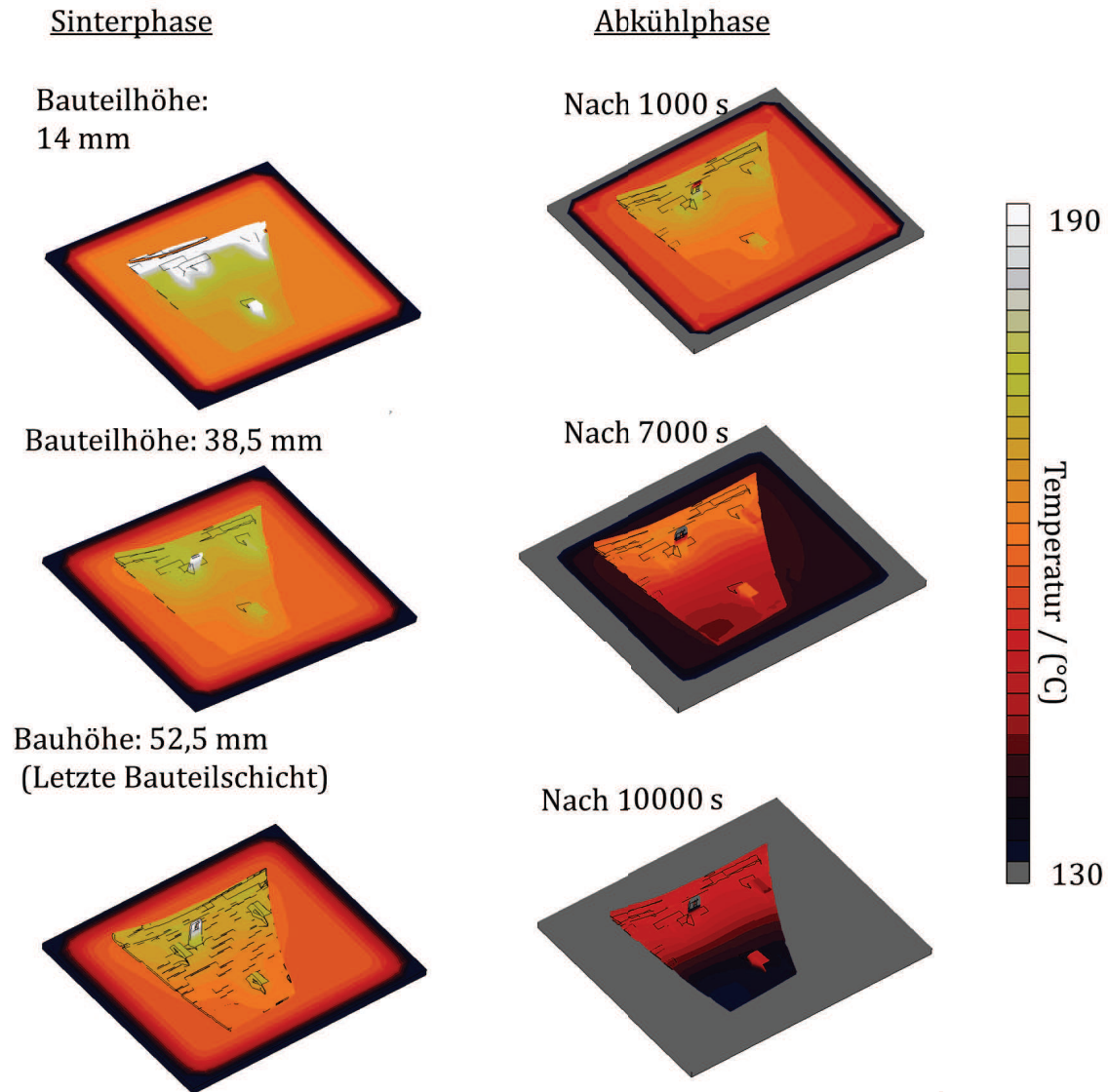


Abbildung 8.17: Simulierte Temperaturverteilung während der Sinterphase und der Abkühlphase bei Generierung der Seitenverkleidung

Seitenverkleidung: Kristallisationsverlauf

Der zugehörige Verlauf der Kristallisation ist in Abbildung 8.18 abgebildet. Es ist zu erkennen, dass die Kristallisation bereits während des Prozesses einsetzt und sich von der Bauteilunterseite aus ausbreitet. Die Kristallisation ist 7000 Sekunden nach dem Beginn der Abkühlung weit fortgeschritten und hat bis auf den beiden äußeren Halterungen in allen Elementen begonnen. Nach 10000 Sekunden ist die Kristallisation im gesamten Bauteil abgeschlossen.

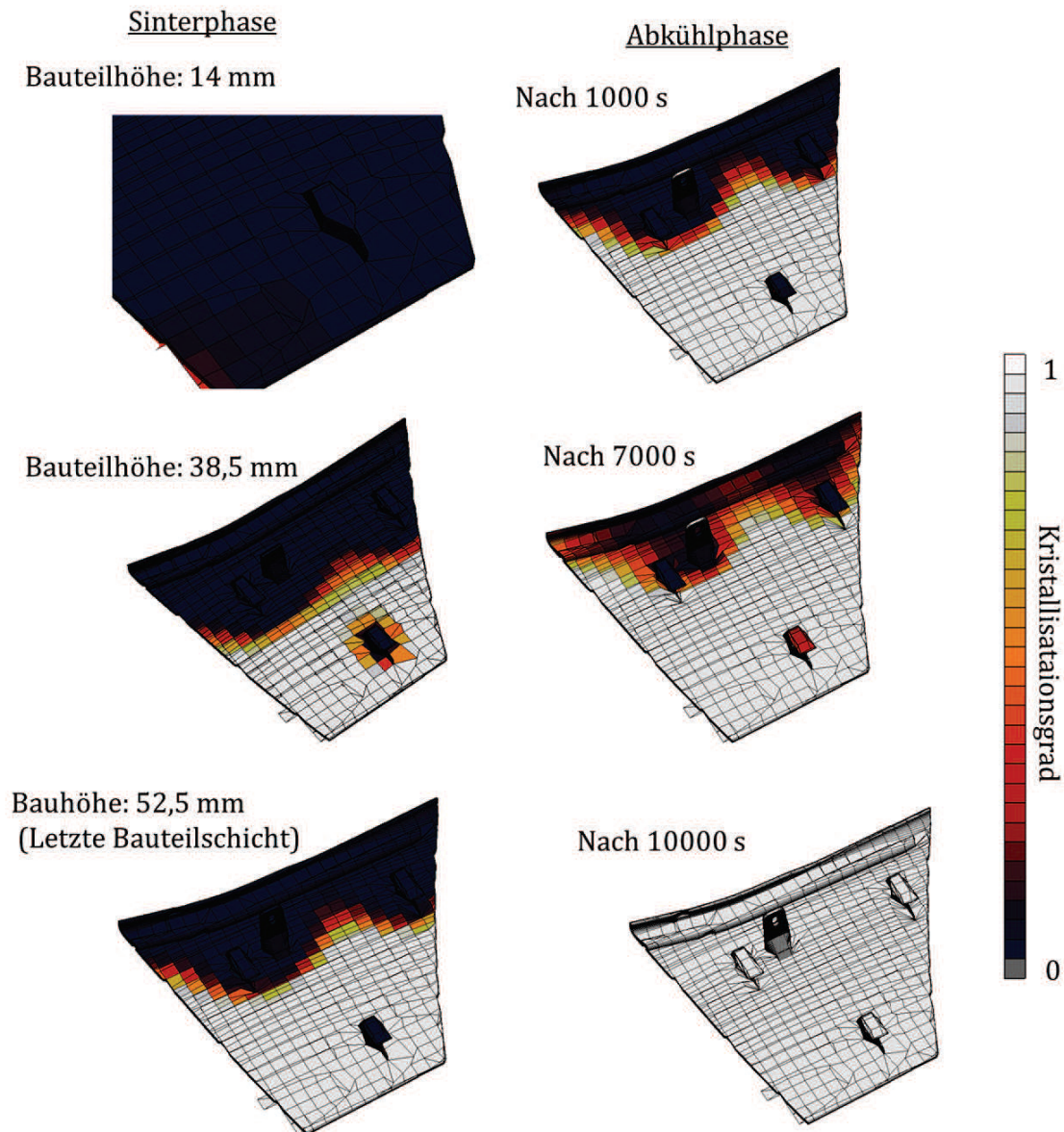


Abbildung 8.18: Berechneter Kristallisationsverlauf während der Sinterphase und der Abkühlphase bei Generierung der Seitenverkleidung

Seitenverkleidung: Verzugsberechnung

Der berechnete Verzug der Seitenverkleidung zeigt ebenfalls eine tendenzielle Übereinstimmung (siehe Abbildung 8.19). Die Bauteilmitte ist nur schwach verzogen, der meiste Verzug tritt in den seitlichen Bereichen des Bauteils auf. Dieses wird insbesondere in den, an der Oberseite zusammenlaufenden Ecken des Trapezes deutlich. In der linken oberen Ecke wird der Verzug durch die Simulation lokal um 50 Prozent überschätzt, wobei kleinere Abweichungen bereits durch die Vorausrichtung der Flächen entstehen und somit keine absoluten Werte verglichen werden können.

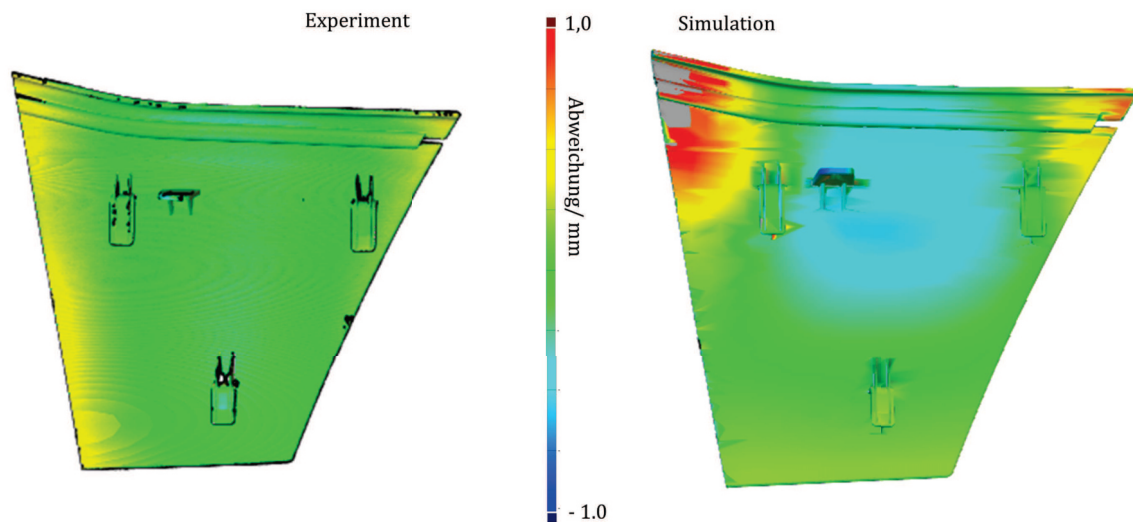


Abbildung 8.19: Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug am Beispiel der Seitenverkleidung

8.4 Wechselwirkung mehrerer Bauteile

Wie die Analysen gezeigt haben, ist das Fortschreiten der Kristallisationsfront durch das Bauteil der Haupttreiber für den resultierenden Bauteilverzug. Dementsprechend kommt es beim Laser-Sintern zu einer Bauteil-Bauteil-Wechselwirkung, welche das Verzugsverhalten einzelner Bauteile innerhalb der Anordnung mehrerer Objekte beeinflusst. Im Gegensatz zu isoliert generierten Bauteilen, werden durch die zusätzlichen Bauteile lokal die thermischen Bedingungen verändert. Auf Grund der Kombination aus geringer thermischer Wärmeleitfähigkeit des Pulvers, der Wärmeeinwirkung durch den Laser und den Heizsystemen, bleiben die umgeschmolzenen Bereiche lange auf einem erhöhten Temperaturniveau im Vergleich zum umgebenden Pulver. In der anschließenden Abkühlphase, in der die Wärme langsam über die Ränder diffundiert, wird die lokale Abkühlung der einzelnen Bauteile dann entsprechend beeinflusst. Diese ist schematisch in Abbildung 8.20 dargestellt.

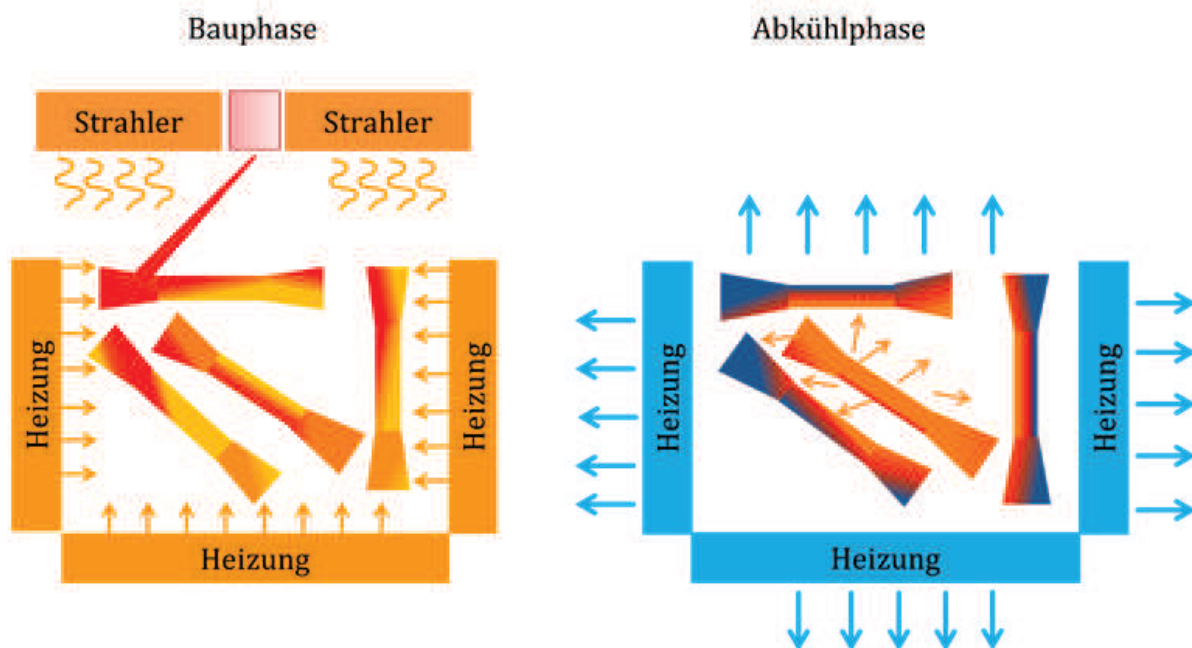


Abbildung 8.20: Thermische Bauteil-Bauteil-Wechselwirkung durch gegenseitige Beeinflussung in der Abkühlphase

Die Auswirkung dieser Wechselwirkung auf den Verzug einzelner Bauteile wird in folgendem Beispiel deutlich: Von einem Industriepartner wurde das Wafflepack Bauteil zehn Millimeter oberhalb der letzten Schicht eines regulären Prozesses der Höhe 201 mm auf einer EOS P110 bei einer Prozesskammertemperatur von 168 °C und einer Entnahmekammertemperatur von 145 °C gebaut.

Eine Abschätzung des Temperaturverlaufes während des Prozesses zeigt deutlich, dass die Wärme der unterliegenden Bauteile den Wärmeabfluss durch das Bauteil stark beeinflusst (siehe Abbildung 8.21). Zur Berechnung der Abkühlung wurden die für den ersten Prozess ermittelten Wärmeübergangskoeffizienten genutzt. Auch wenn die Bauteile auf einem anderen Anlagentyp ohne Temperaturaufzeichnung generiert wurden, zeigen die berechneten Temperaturverläufe entlang des Pfades zentral senkrecht durch das Modell für verschiedene Zeitpunkte deutlich die Aus-

wirkung der Wechselwirkung. Die abfließende Wärme der unterliegenden Bauteile führt zu einem unidirektionalen Wärmetransport im Probekörper, in dessen Folge sich eine Kristallisationsfront mit einem hohen Kristallisationsunterschied zwischen Bauteilober- und Bauteilunterseite ausbildet.

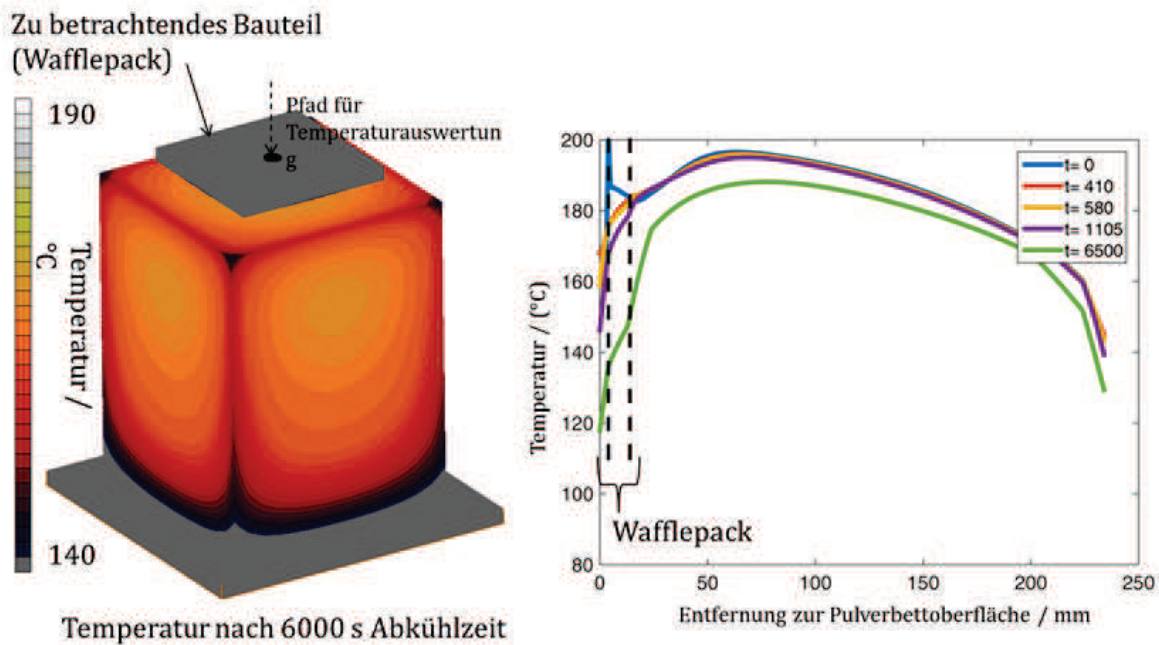


Abbildung 8.21: Berechnetes Temperaturfeld während der Abkühlphase des Industrieprozesses (links) und Temperaturverlauf durch die Bauraummitte zu verschiedenen Zeitpunkten während der Abkühlung (rechts)

Die Situation ist folglich mit der des isoliert generierten Kreuzprobekörpers aus Prozess 4 vergleichbar, bei dem das isolierende Pulver oberhalb des Bauteils weggelassen wurde. Analog zu diesem ist der Verzug des Bauteils von über 1,5 mm und einer Wölbung in Richtung der Bauplattform deutlich erhöht gegenüber dem eines, auf dem gleichen Anlagentyp isoliert generierten, Bauteils (siehe Abbildung 8.22).

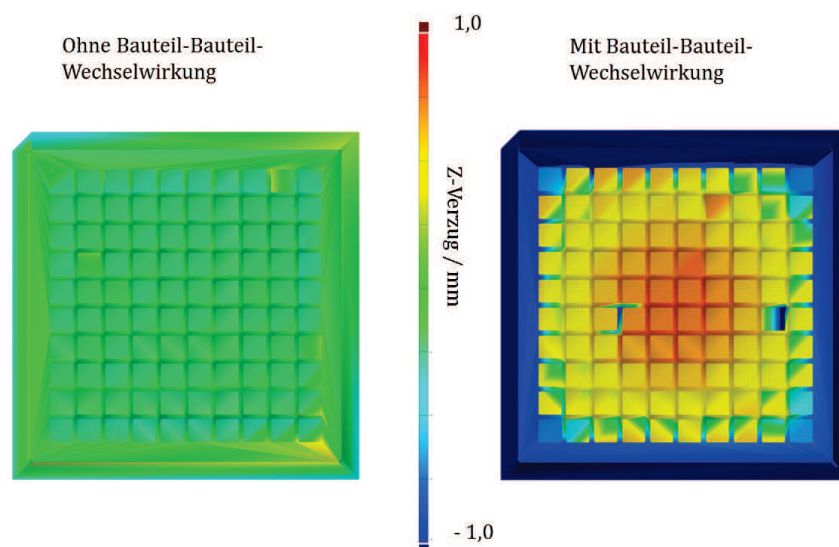


Abbildung 8.22: Gemessener Bauteilverzug ohne und mit Bauteil-Bauteil-Wechselwirkung

8.5 Vergleich von Polyamid 11 und Polyamid 12

Zum Vergleich der Ergebnisse mit einem zweiten teilkristallinen Thermoplasten wurden isolierte Andreaskreuz-Probekörper aus Polyamid 11 und Polyamid 12 auf einer EOS Formiga P100 am Lehrstuhl für Fertigungstechnik an der Universität Duisburg-Essen generiert. Die Temperaturen in der Prozess- und Entnahmekammer betrugen 183 °C und 149 °C bei Polyamid 11 und 171 °C beziehungsweise 136 °C bei Polyamid 12.

Um die Unterschiede und Gemeinsamkeiten beider Materialien zu erarbeiten sind nachfolgend zunächst die Wärmeleitfähigkeiten (Abbildung 8.23) und die spezifischen Volumina bei Abkühlung aus der Schmelze (Abbildung 8.24) dargestellt. Die Abkühlgeschwindigkeit betrug bei beiden Messungen $5 \frac{\text{K}}{\text{min}}$. Zur besseren Veranschaulichung der Unterschiede sind in Abbildung 8.24 die Differenzen zum Ausgangswert bei 250 °C abgebildet.

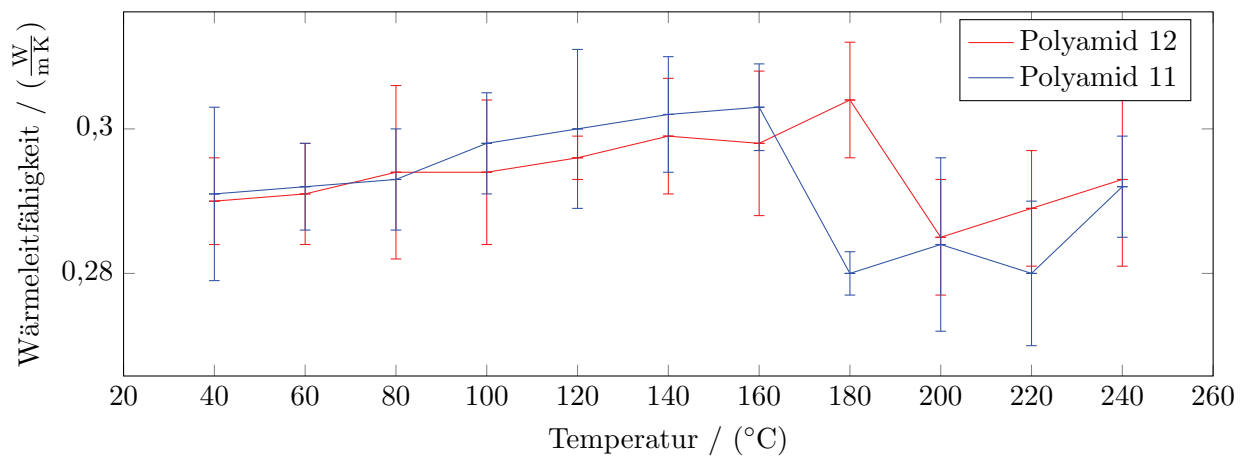


Abbildung 8.23: Gemeinsame Darstellung der Wärmeleitfähigkeit von Polyamid 11 und Polyamid 12

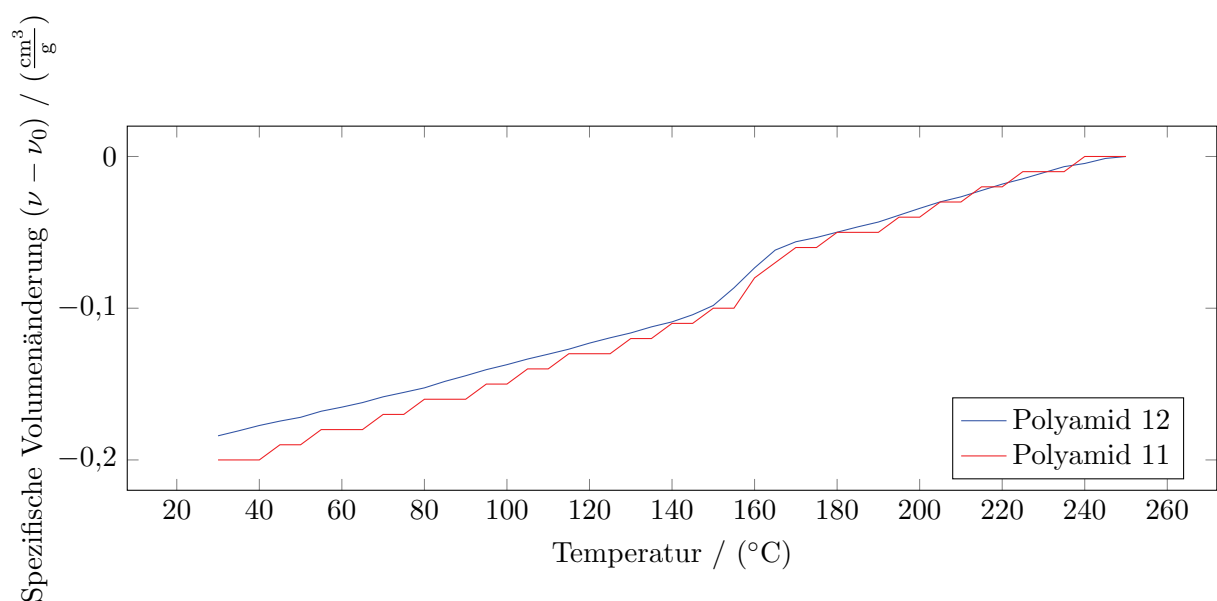


Abbildung 8.24: Vergleich der spezifischen Volumenänderung von Polyamid 11 und Polyamid 12 bei Abkühlung aus der Schmelze

Die Beträge der Wärmeleitfähigkeiten von PA 11 und PA 12 im amorphen und kristallinen Bereich können im Rahmen der Fehlertoleranzen als gleich angesehen werden. Ein Unterschied ist jedoch bei der auftretenden Stufe beim Übergang von der teilkristallinen zur amorphen Phase erkennbar, die bei Polyamid 11 zu höheren Temperaturen verschoben ist.

Die Steigung des spezifischen Volumens im amorphen Bereich ist für beide Materialien prinzipiell identisch und die Höhe der Kristallisationsstufe ist vergleichbar. Die Steigung des spezifischen Volumens von Polyamid 11 ist im kristallinen Bereich jedoch größer, so dass die gesamte Abnahme bis zur Raumtemperatur um 11 Prozent größer ist.

Zum weiteren Vergleich wurde für Polyamid 11 ebenfalls die Kristallisationskinetik analysiert und analog zum beschriebenen Vorgehen die Parameter des Nakamura-Modells kalibriert. Die ermittelten Halbkristallisationszeiten und die Nakamura Raten sind in den Abbildungen 8.25 und 8.26 verglichen.

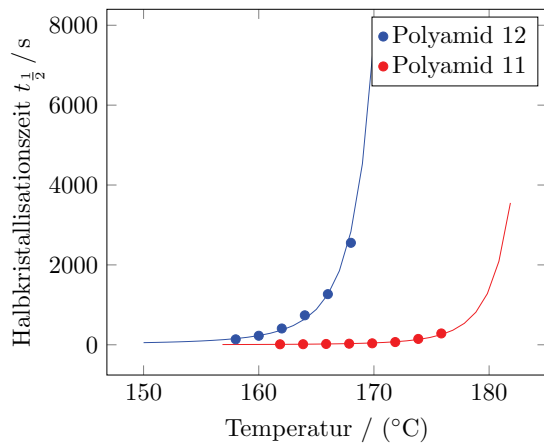


Abbildung 8.25: Halbkristallisationszeiten von Polyamid 11 und Polyamid 12

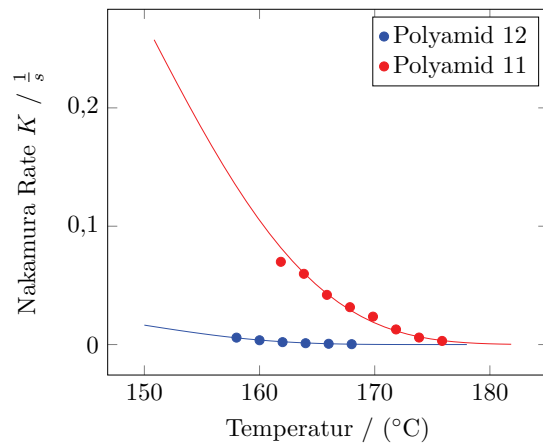


Abbildung 8.26: Nakamura Rate von Polyamid 11 und Polyamid 12

Auf Grund der Generierung in einer Anlage ohne Temperaturmessungen können die thermischen Verläufe der Bauteile nicht valide berechnet werden. Dennoch lässt sich feststellen, dass die Kristallisation beider Materialien bei einer Abkühlgeschwindigkeit von $1 \frac{K}{min}$ ca 3 K unterhalb der Oberflächenzieltemperatur abläuft. Bei diesen Temperaturen ist die Nakamura-Rate von Polyamid 11 jedoch um 50 Prozent größer also die von Polyamid 12. Auf Grund der Nichtlinearität der Raten ist somit ein größerer Kristallisationsgradient innerhalb des Bauteils aus PA 11 und dementsprechend auch höherer Bauteilverzug zu erwarten.

Die Validität der Annahme wird mit dem Vergleich des Verzugs der generierten Probekörpers dargestellt. Der Verzug des Andreaskreuzes aus PA 11 ($> 1,2 mm$), gemessen auf einer Linie mittig der Bauteiloberseite zweier Arme, liegt deutlich über dem des isoliert generierten Probekörpers aus Polyamid 12 (siehe Abbildung 8.27).

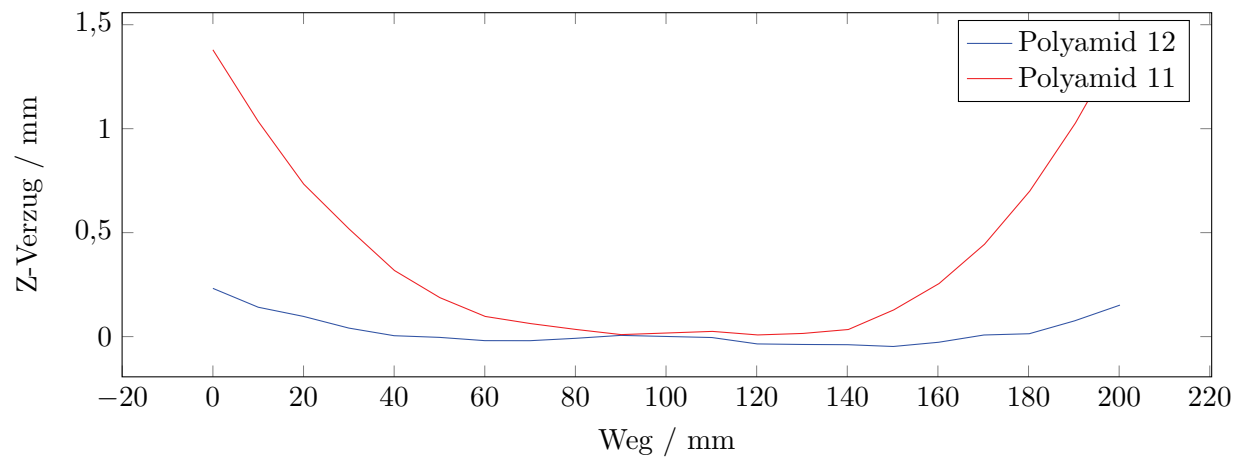


Abbildung 8.27: Verzugsvergleich der Kreuzprobekörper aus Polyamid 11 und Polyamid 12

8.6 Berechnungsdauer

Das vorgestellte Simulationsmodell wurde mit Hilfe einer kommerziellen finite Elemente Software umgesetzt und die Berechnung auf einer gewöhnlichen Workstation durchgeführt. Solche Programme sind für eine große Anzahl von Problemen ausgelegt und nicht für die Analyse spezieller Aufgaben, wie die Simulation additiver Fertigungsverfahren konzipiert. Dennoch wurden mit den beschriebenen Ansätze bereits bedeutende Zeitgewinne erzielt.

Die Berechnung der Temperaturverteilung zum Ende der Vorheizphase erfolgt in dem vorgestellten Ansatz in einer stationären Berechnung. Der Zeitgewinnes im Vergleich zu einer transienten Berechnung lässt sich grob abschätzen; die stationäre Lösung wird innerhalb weniger Sekunden berechnet, wohingegen die transiente Berechnung (bei einer Elementanzahl von 5000) etwa 6000 mal soviel, bei einer Dauer von über 3,5 h benötigt (siehe Abbildung 8.28).

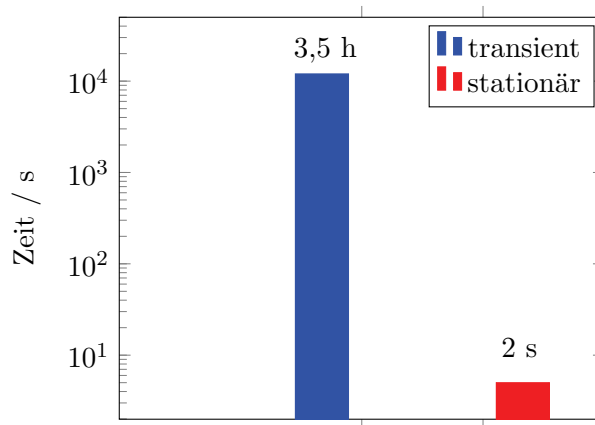


Abbildung 8.28: Dauer für Berechnung der Temperaturverteilung zum Ende der Aufheizphase (5000 Elemente)

Die gesamte Verzugsberechnung erweist sich auch bei der Benutzung des kommerziellen Solvers als schnell gegenüber einer möglichen Umsetzung mit bestehenden Ansätzen. Sowohl die Reduzierung auf die verzugs-relevanten Zeitschritte, als auch die Berechnung auf einem Netz ohne umgebendes Pulvers erhöhen die Geschwindigkeit. Insgesamt wird die Berechnungszeit für den Kreuzprobekörper mit einer Elementanzahl von ≈ 50000 von geschätzten 60 h bei dem vollständigen Modell auf etwa 2,5 h reduziert, was einer Abnahme um das 24-fache entspricht. Von der benötigten Zeit entfallen etwa fünf bis zehn Minuten auf die finale Verzugsberechnung, der Hauptanteil wird bisher durch die thermische Berechnung eingenommen (siehe Abbildung 8.29).

Die Berechnungsdauer ist neben der Anzahl der finiten Elemente insbesondere auch von der Anzahl der thermisch zu berechnenden Schichten und der Anzahl der notwendigen mechanischen Einzelberechnungen abhängig. Wie die Ergebnisse gezeigt haben, kristallisiert die Seitenverkleidung, die mit über 100 Schichten vernetzt wurde, bereits während der Sinterphase und nicht erst während der Abkühlphase. Dementsprechend erhöht sich auch die Gesamtanzahl der mechanischen Einzelberechnungen, da relevante Schwindungsdehnungen in einer größeren Anzahl an Zeitschritten entstehen. Durch interne Vorbereitungsschritte des FEM-Programms dauert die

stationäre Berechnung in diesem Fall unwesentlich länger mit einer Zeit von 13 Sekunden. Die gesamte Berechnungskette war bei diesem Bauteil nach etwa 30 Stunden abgeschlossen, wovon auch hier nur etwa eine Stunde zur finalen Verzugsberechnung benötigt wurde. Basierend auf der Analyse der zu benötigenden Rechenzeiten beim Laserstrahlschmelzen [96], ist bei Verwendung eines herkömmlichen, nicht-linearen Berechnungsansatzes von einer Berechnungszeit von mindestens 2,5 Wochen zu rechnen (siehe Abbildung 8.30).

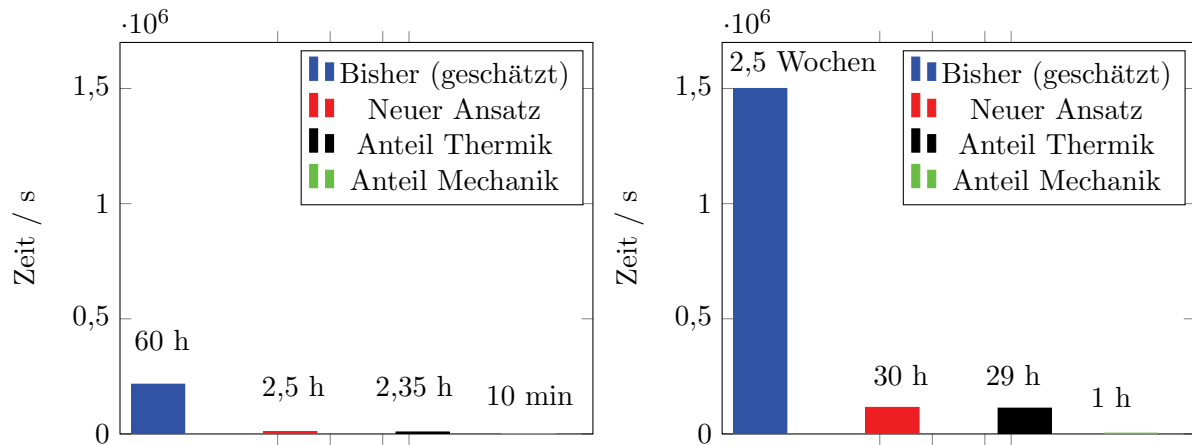


Abbildung 8.29: Dauer für gesamte Verzugsberechnung der Kreuz-Probekörper (≈ 50000 Elemente)

Abbildung 8.30: Dauer für gesamte Verzugsberechnung bei ≈ 100000 Elemente, > 100 Schichten

Kapitel 9

Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit widmet sich der Entwicklung einer neuen Methode zur effizienten FEM-Berechnung der Verzugsentstehung beim Laser-Sintern von teilkristallinen Thermoplasten, welches erstmalig die Verzugssimulation realer Bauteile ermöglicht. Sie beruht auf der Beobachtung, dass der Kristallisationsverlauf die inhomogene Entstehung von Schwindungsdehnungen im Bauteil verursacht und somit maßgeblich für den Verzug verantwortlich ist.

Für die Ermittlung der kristallisationsbedingten Schwindungsdehnung im Bauteil wurde ein thermisches Simulationsmodell des gesamten Bauraums erstellt, das an experimentellen Messdaten des Temperaturverlaufs im Pulverbett während der Abkühlphase validiert wurde. Die Kristallisationskinetik wurde mit Hilfe verschiedener isothermer und nicht-isothermer DSC-Messungen analysiert und an Hand der Daten das Kristallisations-Modell von Nakamura [75] kalibriert. Zur Ermittlung des Verzugs fließen nach dem Abschluss der thermischen Simulation die resultierenden Schwindungsdehnungen in eine Abfolge von mechanischen FEM-Berechnungen ein.

Die neue Berechnungskette führt zu einer Rechenzeitverringerung um mindestens eine Größenordnung im Vergleich zu einer möglichen Umsetzung mit bestehenden Ansätzen. Dieses wird insbesondere durch die schnelle Abschätzung des Temperaturfelds nach dem Ende der Aufheizphase und den quasi-stationären Ansatz zur Verzugsberechnung erzielt. Validiert wurde die Methode an Hand von Probekörpern, die unter verschiedenen thermischen Randbedingungen generiert wurden. Dabei wurde eine hohe Übereinstimmung zwischen Simulation und Experiment, sowohl in der Ausprägung als auch der Höhe der Verzugswerte erzielt. Der Vergleich mit den Verzügen generierter Industrie-Bauteile konnte zeigen, dass die tendenzielle Berechnung komplexerer Bauteile ebenfalls erfolgreich ist.

Im Rahmen von Untersuchungen zu den Auswirkungen der thermischen Randbedingungen wurde gezeigt, dass diese sowohl die Höhe, als auch die Verzugsausprägung beeinflussen. So hat eine Reduzierung der Bauplattformtemperatur um 10 Kelvin gegenüber dem Referenzprozess eine Umkehr der Verzugsausprägung bewirkt. Die Verlängerung der Pulver-Isolationsschicht oberhalb des Bauteils um wenige Millimeter hat den Bauteilverzug im Rahmen der Toleranzen beseitigt und der Probekörper ohne Isolationsschicht wies den höchsten Verzug auf. Die Berechnung der verschiedenen Szenarien konnte dabei die Unterschiede im Kristallisationsverlauf auf Grund der geänderten Randbedingungen aufzeigen.

Ausblick

Die Ergebnisse deuten an, dass es für jedes Bauteil einen optimalen Satz thermischer Randbedingungen gibt, der die Generierung maßhaltiger Bauteile ermöglicht. Das Modell kann demnach in bestehender Form dazu genutzt werden, für isoliert generierte Bauteile die optimale Parameterkombination iterativ zu ermitteln, wobei auch der Einfluss der Bauteilorientierung zu berücksichtigen ist. In diesem Zusammenhang könnte eine adaptive, simulationsbasierte Anlagensteuerung ein erfolgsversprechendes Konzept darstellen. In Bezug auf zukünftige Arbeiten kann das Modell auch die Grundlage einer Software liefern, die in der unmittelbaren Prozessvorbereitung eingesetzt werden kann. Hierzu wird es notwendig sein, die beschriebene Bauteil-Bauteil-Wechselwirkung tiefer gehend zu untersuchen und in das Simulationsmodell zu implementieren. Reduzierungsansätze müssen folglich immer unter Berücksichtigung der Gesamtsituation erfolgen oder für gleichbleibende Bauteilanordnungen entwickelt werden. Zur Umsetzung dieser Aufgabe werden insbesondere technische Fragestellungen zur Rechenzeit zu lösen sein. Ein zukünftiger Ansatz wird die Vorgabe von Bauteilen und deren automatische Platzierung, nicht nur nach dem Prinzip der maximalen Dichte von Bauteilen im Bauraum, sondern auch unter dem Gesichtspunkt der gleichzeitigen Verzugsminimierung, sein.

Im Rahmen der Arbeit wurden umfangreiche Materialanalysen durchgeführt und in ein Materialmodell implementiert. In das mechanische Modell fließt dabei die Annahme eines Schwellenwertverhaltens des Materials, für den Übergang vom fluid-ähnlichen zum elastischen Verhalten eines Festkörpers durch die Vernachlässigung der Spannungsrelaxation bei steigendem Kristallisationsgrad, ein [159, 139]. Gleichwohl diese Annahme mit Hilfe von rheologischen Untersuchungen bestätigt werden konnte, ist sie eine starke Näherung des Verhaltens, welches in der Realität von sehr vielen weiteren Parametern wie dem Druck, der Temperatur und der Zeit abhängt. Weitere, detaillierte Materialanalysen werden zur Charakterisierung des exakten Verhaltens notwendig sein um die tatsächliche Güte der Annahme zu analysieren. Auch werden Studien in Bezug auf den Einfluss der Vernetzung notwendig sein, um die bestehenden Differenzen zwischen Modellvorhersage und gemessenem Verzug komplexerer Bauteile zu minimieren.

Der größte Begrenzer der Berechnungszeit ist aktuell noch die thermische Berechnung. In diesem Zusammenhang werden die Nutzung einer spezialisierteren Software, die Parallelisierung der Berechnung und die Nutzung anderer Methoden zur thermischen Berechnung, wie finite Differenzen, zusätzliche Zeitgewinne bringen.

Anhang

Prüfeinrichtungen

Tabelle 9.1: Auflistung der Einrichtungen, die mit der Durchführung von Materialanalysen beauftragt wurden

Messgröße	Einrichtung
Wärmeleitfähigkeit Feststoff	Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Angewandte Materialforschung IFAM, Wiener Straße 12, 28359 Bremen
Wärmeleitfähigkeit Schmelze	Fraunhofer-Institut für Betriebsfestigkeit und Systemzuverlässigkeit LBF, Bartningstraße 47, 64289 Darmstadt
Zugversuche	BKW Werkstofftechnik - Prüfstelle für Werkstoffe GmbH, Zur Aumundwiese 2, 28729 Bremen
PVT Messungen	Institut für Kunststoffverarbeitung (IKV) in Industrie und Handwerk an der RWTH Aachen, Pontstr. 49, 52062 Aachen
Rheologische Messungen	Faserinstitut Bremen e.V., Am Biologischen Garten 2, 28359 Bremen
DSC Messungen PA 12	Universität Duisburg-Essen, Lotharstr. 1, 47057 Duisburg; Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Angewandte Materialforschung IFAM, Wiener Straße 12, 28359 Bremen
DSC Messungen PA 11	Fraunhofer-Institut für Fertigungstechnik und Angewandte Materialforschung IFAM, Wiener Straße 12, 28359 Bremen

Abbildungsverzeichnis

1.1	Beispiele für prozessbedingten Verzug beim Laser-Sintern von Kunststoffen . . .	2
1.2	Verzug von Cantilever-Proben aus Stahl 1.4404 bei Herstellung mit unterschiedlicher Belichtungsstrategie. Abbildung aus [16].	2
1.3	Schematische Darstellung des Laser-Sinterns. Abbildung aus [29].	4
1.4	Prozessfenster für die Verarbeitung von teilkristallinen Thermoplasten im Laser-Sintern. Abbildung aus [28] in [30, 31].	5
2.1	Schematische Abbildung der Strukturen von amorphen und teilkristallinen Thermoplasten. Abbildung aus [9], Seite 71.	7
2.2	Schematische Darstellung für die Entwicklung des spezifischen Volumens bei Abkühlung aus der Schmelze	8
2.3	Schematische Darstellung der Veränderung der mechanischen Eigenschaften durch die Kristallisation am Beispiel der normierten Viskosität	8
2.4	Schematische Darstellung des Kristallisationsverlaufs	10
2.5	Schematische Darstellung der Funktionsweise der finiten Elemente Methode . . .	16
3.1	Ermittlung der prozessbedingten Endformen von Bauteilen beim Schweißen mit Hilfe des mechanischen Schweißnahtäquivalentes (links, Abbildung aus [101]) und des mechanischen Schichtäquivalents beim Laserstrahlschmelzen von Metallen (rechts)	21
3.2	Prinzip des Schichtmodells zur schnellen Berechnung von Verzug ganzer Bauteile im Laserstrahlschmelzen. Abbildung aus [22].	21
3.3	Einfaches Maxwell-Element zur Beschreibung von viskoelastischem Verhalten . .	28
5.1	Einlegevorrichtung zur Platzierung von Thermoelementen im Pulverkuchen (oben, Abbildung aus [171]) und Platzierung und Nummerierung der Thermoelemente in der Umgebung des Probekörpers (unten, Abbildung aus [172])	33
5.2	Gemessene Prozesstemperaturen im Pulverbett während der Abkühlphase. Abbildung aus [172].	34
5.3	Typischer Verlauf der Abkühlrate im Pulverbett in der Abkühlphase. Abbildung in Anlehnung an [171, 172].	35
5.4	Definition des Bauteilverzugs	35
5.5	Gemessener Bauteilverzug der Probekörper in Aufbaurichtung	36
6.1	Sandwich-Probe zur Bestimmung der Wärmeleitfähigkeit	39

6.2	Gemessenes spezifisches Volumen im Bereich von 250 °C bis 30 °C bei drei Abkühlraten und einem bar Druck	41
6.3	Normiertes spezifisches Volumen bei drei Abkühlraten und einem bar Druck . .	41
6.4	Gemessener Wärmestrom bei isothermer Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].	44
6.5	Gemessener Wärmestrom bei nicht-isothermer Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].	44
6.6	Beispiel für Differenzen-Wärmestrom und Schwellenwertlinie	46
6.7	Linearisierung der Kristallisationsverläufe entsprechend Gleichung (2.11). Abbildung in Anlehnung an [174].	47
6.8	Vergleich von gemessenem und mit dem Avrami-Modell berechnetem Verlauf der Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].	48
6.9	Linearisierte Darstellung zur Bestimmung von K_0 und K_G . Abbildung in Anlehnung an [174].	48
6.10	Berechnete und durch Messung ermittelte Halbkristallisationszeit. Abbildung in Anlehnung an [174].	49
6.11	Berechnete und durch Messung ermittelte Nakamura-Rate. Abbildung in Anlehnung an [174].	49
6.12	Gemessene und mit dem Nakamura-Modell berechnete isotherme Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].	49
6.13	Gemessene und mit dem Nakamura-Modell berechnete nicht-isotherme Kristallisation. Abbildung in Anlehnung an [174].	50
6.14	Speicher- und Verlustmodul (Abkühlrate: $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$, Kreisfrequenz: $1 \frac{\text{rad}}{\text{s}}$)	53
6.15	Abhängigkeit des Verlustwinkels vom Kristallisationsgrad bei einer Abkühlung von $0,1 \frac{\text{K}}{\text{min}}$	53
6.16	Annahme einer Verfestigungsschwelle als Übergangskriterium vom spannungsfreiem viskosen Zustand der Schmelze zum elastischen Festkörper	54
6.17	Temperaturabhängiges E-Modul von Polyamid 12. Abbildung in Anlehnung an [175].	55
6.18	Temperaturabhängige Querkontraktionszahl von Polyamid 12. Abbildung in Anlehnung an [175].	55
7.1	Notwendige abzubildende Aspekte des thermischen Simulationsmodells	59
7.2	Vom CAD zum FE-Netz	60
7.3	Schichtmodell zur Berechnung der Temperatur während der Aufheizphase	61
7.4	Vergleich von berechnetem und gemessenem Temperaturverlauf auf der Pulverbetttoberfläche. Abbildung aus [171].	62
7.5	Modell zur schnellen Abschätzung der Temperaturverteilung nach der Aufheizphase durch eine stationäre Berechnung	63
7.6	Vergleich von berechneter Temperaturverteilung nach dem Ende der Aufheizphase durch eine transiente und eine stationäre Berechnung	63
7.7	Detailliertes Modell zur Berechnung der Temperaturverteilung während der Sinterphase	64

7.8	Reduziertes Schichtmodell zur Berechnung der Temperatur während der Sinterphase	66
7.9	Zusammenfassung von Prozessschichten in eine FE-Schicht und Skalierung der Schichtzeit	66
7.10	Modell zur Berechnung des Temperaturfelds während der Abkühlphase. Die Temperaturen werden durch die aufgezeichneten Werte der Anlage als transiente Randbedingung vorgegeben. Abbildungen der Temperaturverläufe in Anlehnung an [171].	67
7.11	Gemessene und mittels Wärmeübergangskoeffizienten berechnete Temperaturen an den Oberflächen während der Abkühlphase. Abbildung in Anlehnung an [171].	68
7.12	Positionen der Temperaturmesspunkte zum Vergleich mit den Temperaturmessungen im Pulverbett.	69
7.13	Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 08. Experimentelle Messdaten aus [171], eigene Darstellung.	70
7.14	Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 05. Experimentelle Messdaten aus [171], Abbildung aus [172].	70
7.15	Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 06. Abbildung in Anlehnung an [171].	70
7.16	Gemessene und berechnete Temperaturen der Abkühlphase an Thermoelement 02. Experimentelle Messdaten aus [171], eigene Darstellung.	71
7.17	Schematische Darstellung zur Ermittlung der Endform des Bauteils durch die Methode der inkrementellen Schwindungsdehnungen	74
7.18	Schematische Darstellung zur Definition der Zeitschritte für die mechanische Berechnung	75
7.19	Abfolge der Einzelschritte zur Verzugsberechnung	76
7.20	Schematische Darstellung des Vorgehens zur Bestimmung der Aktivierungshöhe in der mechanischen Berechnung	77
7.21	Modell zur Demonstration des Vorgehens zur Verzugsberechnung	77
8.1	Modell zur Demonstration des Vorgehens zur Verzugsberechnung	79
8.2	Nummerierung der finiten Elemente	80
8.3	Visualisierung des Kristallisationsverlaufs durch Interpretation als Höhenplot . .	81
8.4	Kristallisationsverlauf auf gesamtem Bauraum-Netz	81
8.5	Kristallisationsgradänderung $\Delta\bar{\alpha}$ des gesamten Bauraum-Netzes	82
8.6	Kristallisationsgradänderung $\Delta\bar{\alpha}$ der Bauteilelemente	82
8.7	Inkrementelle Kristallisationsdehnung im Bauteil und Verfestigungsschwelle (rote Linie)	83
8.8	Korrelation von Kristallisationsverlauf und Verzug in Aufbaurichtung	84
8.9	Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 1	85
8.10	Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 2	86
8.11	Schematische Erläuterung der Unterschiede des Temperaturverlaufs in Aufbaurichtung zwischen Prozess 1 und Prozess 2	86

8.12	Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 3	87
8.13	Verlauf der inkrementellen Kristallisationsdehnungen und Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug in Aufbaurichtung für Prozess 4	88
8.14	Industrieprobekörper zur Validierung des Modells	89
8.15	FE-Netze der berechneten Industriebauteile	90
8.16	Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug am Beispiel des Wafflepack-Bauteils	91
8.17	Simulierte Temperaturverteilung während der Sinterphase und der Abkühlphase bei Generierung der Seitenverkleidung	92
8.18	Berechneter Kristallisationsverlauf während der Sinterphase und der Abkühlphase bei Generierung der Seitenverkleidung	93
8.19	Vergleich von gemessenem und berechnetem Verzug am Beispiel der Seitenverkleidung	94
8.20	Thermische Bauteil-Bauteil-Wechselwirkung durch gegenseitige Beeinflussung in der Abkühlphase	95
8.21	Berechnetes Temperaturfeld während der Abkühlphase des Industrieprozesses (links) und Temperaturverlauf durch die Bauraummitte zu verschiedenen Zeitpunkten während der Abkühlung (rechts)	96
8.22	Gemessener Bauteilverzug ohne und mit Bauteil-Bauteil-Wechselwirkung	96
8.23	Gemeinsame Darstellung der Wärmeleitfähigkeit von Polyamid 11 und Polyamid 12	97
8.24	Vergleich der spezifischen Volumenänderung von Polyamid 11 und Polyamid 12 bei Abkühlung aus der Schmelze	97
8.25	Halbkristallisationszeiten von Polyamid 11 und Polyamid 12	98
8.26	Nakamura Rate von Polyamid 11 und Polyamid 12	98
8.27	Verzugsvergleich der Kreuzprobekörper aus Polyamid 11 und Polyamid 12 . . .	99
8.28	Dauer für Berechnung der Temperaturverteilung zum Ende der Aufheizphase (5000 Elemente)	100
8.29	Dauer für gesamte Verzugsberechnung der Kreuz-Probekörper (≈ 50000 Elemente)	101
8.30	Dauer für gesamte Verzugsberechnung bei ≈ 100000 Elemente, > 100 Schichten .	101

Tabellenverzeichnis

3.1	Studien zur Wärmeleitfähigkeit von Polyamid 12	24
3.2	Studien zur Dichte von Polyamid 12	24
3.3	Studien zur Wärmekapazität von Polyamid 12	25
5.1	Prozesseinstellungen für die isolierte Generierung von Verzugproben	33
6.1	Änderung des spezifischen Volumens bei Abkühlung aus der Schmelze	42
6.2	Auswertung der isothermen DSC-Messungen: Avrami-Exponent, Avrami-Rate und Halbkristallisationszeit	47
6.3	Spezifische Wärmekapazität und Wärmeleitfähigkeit von PA12	51
7.1	Ablauf der Sinterphase in Prozess und Simulation	64
9.1	Auflistung der Einrichtungen, die mit der Durchführung von Materialanalysen beauftragt wurden	104

Literaturverzeichnis

- [1] GIBSON, I.; W., Rosen D.; STUCKER, B.: Additive manufacturing technologies rapid prototyping to direct digital manufacturing. Springer-Verlag, 2010
- [2] HOPKINSON, N.; HAGUE, R.; DICKENS, P.: Rapid manufacturing: an industrial revolution for the digital age. John Wiley & Sons, 2006
- [3] PHAM, D.T.; GAULT, R.S.: A comparison of rapid prototyping technologies. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 38 (1998), Nr. 10–11, S. 1257–1287
- [4] LEVY, G. N.; SCHINDEL, R.; KRUTH, J.P.: Rapid Manufacturing and rapid tooling with layer manufacturing (LM) technologies, state of the art and future perspectives. In: CIRP Annals - Manufacturing Technology 52 (2003), Nr. 2, S. 589 – 609
- [5] GEBHARDT, A.: Generative Fertigungsverfahren: Additive Manufacturing und 3D Drucken für Prototyping-Tooling-Produktion. Carl Hanser Verlag, 2013
- [6] LEUPOLD, A.S; GLOSSNER, S.: 3D Druck-Additive Fertigung und Rapid Manufacturing: Rechtlicher Rahmen und unternehmerische Herausforderung. Vahlen, 2016
- [7] GRUND, M.: Implementierung von schichtadditiven Fertigungsverfahren: mit Fallbeispielen aus der Luftfahrtindustrie und Medizintechnik. Springer-Verlag, 2015
- [8] GEBHARDT, A.: Understanding additive manufacturing: rapid prototyping-rapid tooling-rapid manufacturing. Carl Hanser Verlag, 2012
- [9] SCHMID, M.: Selektives Lasersintner (SLS) mit Kunststoffen. Technologie, Prozesse und Werkstoffe. Carl Hanser Verlag, 2015
- [10] SCHMID, M.: Additive Fertigung mit Selektivem Lasersintern (SLS): Prozess-und Werkstoffüberblick. Springer-Verlag, 2015
- [11] PAUL, R.; ANAND, S.; GERNER, F.: Effect of thermal deformation on part errors in metal powder based additive manufacturing processes. In: Journal of Manufacturing Science and Engineering 136 (2014), Nr. 3, S. 031009 1–11
- [12] ESCHEY, C.: Maschinenspezifische Erhöhung der Prozessfähigkeit in der additiven Fertigung. Herbert Utz Verlag, 2013
- [13] UPCRAFT, S.; FLETCHER, R.: The rapid prototyping technologies. In: Assembly Automation 23 (2003), Nr. 4, S. 318–330

- [14] BREUNINGER, J.; BECKER, R.; WOLF, A.; ROMMEL, S.; VERL, A.: Generative Fertigung mit Kunststoffen: Konzeption und Konstruktion für Selektives Lasersintern. Springer-Verlag, 2012
- [15] MERCELIS, P.; KRUTH, J.-P.: Residual stresses in selective laser sintering and selective laser melting. In: Rapid Prototyping Journal 12 (2006), Nr. 5, S. 254–265
- [16] NEUGEBAUER, F.; KELLER, N.; PLOSHIKHIN, V.; FEUERHAHN, F.; KÖHLER, H.: Multi scale FEM simulation for distortion calculation in additive manufacturing of hardening stainless steel. In: Proc. Int. Workshop on ‘Thermal forming and welding distortion’, Bremen, Bias-Verlag, 2014, S. 13–23
- [17] JUNG, M.; LANGER, U.: Methode der finiten Elemente für Ingenieure. Springer, 2001
- [18] BIKAS, H.; STAVROPOULOS, P.; CHRYSOLOURIS, G.: Additive manufacturing methods and modelling approaches: a critical review. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 83 (2016), Nr. 1, S. 389–405
- [19] ZHANG, Y.; CHOU, K.: A parametric study of part distortions in fused deposition modeling using three-dimensional finite element analysis. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 222 (2008), Nr. 8, S. 959–968
- [20] LI, Y.; GU, D.: Parametric analysis of thermal behavior during selective laser melting additive manufacturing of aluminum alloy powder. In: Materials & Design 63 (2014), S. 856–867
- [21] PRICE, S.; CHENG, B.; LYDON, J.; COOPER, K.; CHOU, K.: On Process Temperature in Powder-Bed Electron Beam Additive Manufacturing: Process Parameter Effects. In: Journal of Manufacturing Science and Engineering 136 (2014), Nr. 6, S. 061019
- [22] KELLER, N.; PLOSHIKHIN, V.: New method for fast predictions of residual stress and distortion of am parts. In: Proc. of the international Solid Freeform Fabrication symposium (SFF 2014), University of Texas, 2014, S. 1229–1237
- [23] BAYERLEIN, F.; ZELLER, C.; WUNDERER, M.; WEIRATHER, J.; SCHMID, M.; SEIDEL, C.; ZAEH, M.F.; HESSERT, R.; SCHLICK, G.; UHLEIN, T.; M., Hofmann: Validation of Modeling Assumptions for the Buildup Simulation of Laser Beam Melting on the Basis of the Residual Stress Distribution. In: Proc. VII European Congress on Computational Methods in Applied Sciences and Engineering, 2016
- [24] PAL, D.; PATIL, N.; ZENG, K.; STUCKER, B.: An integrated approach to additive manufacturing simulations using physics based, coupled multiscale process modeling. In: Journal of Manufacturing Science and Engineering 136 (2014), Nr. 6, S. 061022
- [25] SCHMID, M.; AMADO, A.; WEGENER, K.: Materials perspective of polymers for additive manufacturing with selective laser sintering. In: Journal of Materials Research 29 (2014), Nr. 17, S. 1824–1832

- [26] YAN, C.; SHI, Y.; HAO, L.: Investigation into the Differences in the Selective Laser Sintering between Amorphous and Semi-crystalline Polymers. In: International Polymer Processing 26 (2011), Nr. 4, S. 416–423
- [27] SAUER, A.: Optimierung der Bauteileigenschaften beim selektiven Lasersintern von Thermoplasten. Shaker, 2005
- [28] DREXLER, M.; WUDY, K.; DRUMMER, D.: Einfluss des Pulverauftragsprozesses auf den selektiven Strahlprozess thermoplastischer Kunststoffe. In: RTejournal-Forum für Rapid Technologie 12 (2015), Nr. 1
- [29] WEGNER, A.: Theorie über die Fortführung von Aufschmelzvorgängen als Grundvoraussetzung für eine robuste Prozessführung beim Laser-Sintern von Thermoplasten, Universitätsbibliothek Duisburg-Essen, Diss., 2015
- [30] RIETZEL, D.; WENDEL, B.; FEULNER, R.; SCHMACHTENBERG, E.: Neue Kunststoffpulver für das selektive Lasersintern. In: Kunststoffe 2 (2008), S. 65–68
- [31] WENDEL, B.; RIETZEL, D.; KÜHNLEIN, F.; FEULNER, R.; HÜLDER, G.; SCHMACHTENBERG, E.: Additive processing of polymers. In: Macromolecular materials and engineering 293 (2008), Nr. 10, S. 799–809
- [32] WEGNER, A.; WITT, G.: Correlation of process parameters and part properties in laser sintering using response surface modeling. In: Physics Procedia 39 (2012), S. 480–490
- [33] WEGNER, A.; MIELICKI, C.; GRIMM, T.; GRONHOFF, B.; WITT, G.; WORTBERG, J.: Determination of robust material qualities and processing conditions for laser sintering of polyamide 12. In: Polymer Engineering & Science 54 (2014), Nr. 7, S. 1540–1554
- [34] SCHMIDT, M.; POHLE, D.; RECHTENWALD, T.: Selective laser sintering of PEEK. In: CIRP Annals-Manufacturing Technology 56 (2007), Nr. 1, S. 205–208
- [35] JAIN, P.K.; PANDEY, P.M.; RAO, P.V.M.: Effect of delay time on part strength in selective laser sintering. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 43 (2008), Nr. 1, S. 117
- [36] GIBSON, I.; SHI, D.: Material properties and fabrication parameters in selective laser sintering process. In: Rapid Prototyping Journal 3 (1997), Nr. 4, S. 129–136
- [37] RÜSENBERG, S.; SCHMIDT, L.; SCHMID, H.-J.: Mechanical and physical properties—a way to assess quality of laser sintered parts. In: Proc. of the International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2011), University of Texas, 2011, S. 239–251
- [38] BORZAN, CŞ.; BERCE, P.; CHEZAN, H.; SABĂU, E.; RADU, S. A.; ; RIDZON, M.: Physico-Mechanical Properties Characterization of the Parts from PA 2200 Manufactured by Selective Laser Sintering Technology. In: Academic Journal of Manufacturing Engineering 11 (2013), Nr. 4

- [39] HO, H.C.H.; GIBSON, I.; CHEUNG, W.L.: Effects of energy density on morphology and properties of selective laser sintered polycarbonate. In: Journal of Materials Processing Technology 89 (1999), S. 204–210
- [40] PILIPOVIĆ, A.; VALENTAN, B.; BRAJLIH, T.; HARAMINA, T.; BALIČ, J.; KODVANJ, J.; ŠERCER, M.; DRSTVENŠEK, I.: Influence of laser sintering parameters on mechanical properties of polymer products. In: Proc. of 3rd International Conference on Additive Technologies, 2010
- [41] BEJAN, A.; KRAUS, A.D.: Heat transfer handbook. John Wiley & Sons, 2003
- [42] LIENHARD IV, J.H.; LIENHARD V, J.H.: A Heat Transfer Textbook. Lienhard V, J.H., Cambridge, Massachusetts, 2001
- [43] ALTENBACH, H.: Kontinuumsmechanik: Einführung in die materialunabhängigen und materialabhängigen Gleichungen. Springer-Verlag, 2015
- [44] BRAESS, D.: Finite Elemente: Theorie, schnelle Löser und Anwendungen in der Elastizitätstheorie. Springer-Verlag, 2013
- [45] KOLTZENBURG, S.; MASKOS, M.; NYKEN, O.: PolyMere: synthese, eigenschaften und Anwendungen. Springer-Verlag, 2014
- [46] OSSWALD, T.A.; MENGES, G.: Materials science of polymers for engineers. Carl Hanser Verlag, 2012
- [47] BRINSON, H.F.; BRINSON, L.C.: Polymer engineering science and viscoelasticity. Springer-Verlag, 2008
- [48] OSSWALD, T.A.: Understanding polymer processing: processes and governing equations. Carl Hanser Verlag, 2015
- [49] GILLHAM, J.K.: Characterization of thermosetting materials by torsional braid analysis. In: Polymer Engineering & Science 16 (1976), Nr. 5, S. 353–356
- [50] GOTTSTEIN, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. Springer-Verlag, 2007
- [51] SHEN, J.; STEINBERGER, J.; GÖPFERT, J.; GERNER, R.; DAIBER, F.; MANETSBERGER, K.; FERSTL, S.: Inhomogeneous shrinkage of polymer materials in selective laser sintering. In: Proc. of the International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2000), University of Texas, 2000, S. 298–305
- [52] YANG, H.-J.; HWANG, P.-J.; LEE, S.-H.: A study on shrinkage compensation of the SLS process by using the Taguchi method. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 42 (2002), Nr. 11, S. 1203–1212
- [53] RAGHUNATH, N.; PANDEY, P.M.: Improving accuracy through shrinkage modelling by using Taguchi method in selective laser sintering. In: International journal of machine tools and manufacture 47 (2007), Nr. 6, S. 985–995

- [54] CARROT, C.; GUILLET, J.; BOUTAHAR, K.: Rheological behavior of a semi-crystalline polymer during isothermal crystallization. In: *Rheologica Acta* 32 (1993), Nr. 6, S. 566–574
- [55] ILSCHNER, B.; SINGER, R.F.: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik: Eigenschaften, Vorgänge, Technologien*. Springer-Verlag, 2010
- [56] AMADO, A.; WEGENER, K.; SCHMID, M.; LEVY, G.: Characterization and modeling of non-isothermal crystallization of Polyamide 12 and co-Polypropylene during the SLS process. In: *Proc. of the 5th International Polymers & Moulds Innovations Conference*, 2012, S. 207–216
- [57] RIETZEL, D.: *Werkstoffverhalten und Prozessanalyse beim Laser-Sintern von Thermoplasten*, Friedrich-Alexander-Universität, Diss., 2011
- [58] SCHAWÉ, J.; KÖHLER, A.: Using Flash DSC technology to verify structural changes. In: *Kunstst. Int.(4)* (2014), S. 34–37
- [59] KONG, Y.; HAY, J.N.: The measurement of the crystallinity of polymers by {DSC}. In: *Polymer* 43 (2002), Nr. 14, S. 3873 – 3878
- [60] AVRAMI, M.: Kinetics of phase change. I General theory. In: *The Journal of Chemical Physics* 7 (1939), Nr. 12, S. 1103–1112
- [61] XU, J.-T.; FAIRCLOUGH, J.P.A.; MAI, S.-M.; RYAN, Chaibundit C. A.J.: Isothermal Crystallization Kinetics and Melting Behavior of Poly(oxyethylene)-b-poly(oxybutylene)/Poly(oxybutylene) Blends. In: *Macromolecules* 35 (2002), Nr. 18, S. 6937–6945
- [62] RUDOLPHI, M.: *Untersuchungen zur Phasenbildung und Kristallisation auf der Konode SiC → Si₃N₄ unter Verwendung von Ionenimplantation und Magnetronsputtern*. Cuvillier Verlag, 2005
- [63] EDER, M.; WLOCHOWICZ, A.: Crystallization kinetics of polyamide 6 containing pigments. In: *Journal of thermal analysis* 35 (1989), Nr. 3, S. 751–763
- [64] HENRICKS, J.; BOYUM, M.; ZHENG, W.: Crystallization kinetics and structure evolution of a polylactic acid during melt and cold crystallization. In: *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* 120 (2015), Nr. 3, S. 1765–1774
- [65] FUKUYAMA, Y.; KAWAI, T.; KURODA, S.; TOYONAGA, M.; TANIKE, T.; TERANO, M.: The effect of the addition of polypropylene grafted SiO₂ nanoparticle on the crystallization behavior of isotactic polypropylene. In: *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry* 113 (2013), Nr. 3, S. 1511–1519
- [66] RIETZEL, D.; DREXLER, M.; KÜHNLEIN, F.; DRUMMER, D.: Influence of temperature fields on the processing of polymer powders by means of laser and mask sintering technology. In: *Proc. of the International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2011)*, University of Texas, 2011, S. 252–262

- [67] OZAWA, T.: Kinetics of non-isothermal crystallization. In: Polymer 12 (1971), Nr. 3, S. 150–158
- [68] LIU, T.; MO, Z.; WANG, S.; ZHANG, H.: Nonisothermal melt and cold crystallization kinetics of poly(aryl ether ether ketone ketone). In: Polymer Engineering & Science 37 (1997), Nr. 3, S. 568–575
- [69] KOZŁOWSKI, W.: Kinetics of crystallization of polyamide 6 from the glassy state. In: Journal of Polymer Science Part C: Polymer Symposia 38 (1972), Nr. 1, S. 47–59
- [70] EDER, M.; WŁOCHOWICZ, A.: Kinetics of non-isothermal crystallization of polyethylene and polypropylene. In: Polymer 24 (1983), Nr. 12, S. 1593–1595
- [71] MONASSE, B.; HAUDIN, J. M.: Thermal dependence of nucleation and growth rate in polypropylene by non isothermal calorimetry. In: Colloid and Polymer Science 264 (1986), Nr. 2, S. 117–122
- [72] MCFERRAN, N.L.A.; ARMSTRONG, C.G.; McNALLY, T.: Nonisothermal and isothermal crystallization kinetics of nylon-12. In: Journal of Applied Polymer Science 110 (2008), Nr. 2, S. 1043–1058
- [73] LIU, S.; YU, Y.; CUI, Y.; ZHANG, H.; MO, Z.: Isothermal and nonisothermal crystallization kinetics of nylon-11. In: Journal of Applied Polymer Science 70 (1998), Nr. 12, S. 2371–2380
- [74] MUBARAK, Y.; HARKIN-JONES, E.M.A.; MARTIN, P.J.; AHMAD, M.: Modeling of non-isothermal crystallization kinetics of isotactic polypropylene. In: Polymer 42 (2001), Nr. 7, S. 3171–3182
- [75] NAKAMURA, K.; WATANABE, T.; KATAYAMA, K.; AMANO, T.: Some aspects of nonisothermal crystallization of polymers. I. Relationship between crystallization temperature, crystallinity, and cooling conditions. In: Journal of Applied Polymer Science 16 (1972), Nr. 5, S. 1077–1091
- [76] NAKAMURA, K.; KATAYAMA, K.; AMANO, T.: Some aspects of nonisothermal crystallization of polymers. II. Consideration of the isokinetic condition. In: Journal of Applied Polymer Science 17 (1973), Nr. 4, S. 1031–1041
- [77] In: HOFFMAN, J.D.; DAVIS, G.T.; LAURITZEN, John I.: The Rate of Crystallization of Linear Polymers with Chain Folding. Springer Boston, 1976, S. 497–614
- [78] PATEL, R.M.; SPRUIELL, J.E.: Crystallization kinetics during polymer processing—Analysis of available approaches for process modeling. In: Polymer Engineering & Science 31 (1991), Nr. 10, S. 730–738
- [79] CHAN, T.W.; ISAYEV, A.I.: Quiescent polymer crystallization: modelling and measurements. In: Polymer Engineering & Science 34 (1994), Nr. 6, S. 461–471
- [80] CALLISTER, W. D.; RETHWISCH, D. G.: Materialwissenschaften und Werkstofftechnik: Eine Einführung. John Wiley & Sons, 2012

- [81] BOGETTI, T. A.; GILLESPIE, J. W.: Process-induced stress and deformation in thick-section thermoset composite laminates. In: Journal of composite materials 26 (1992), Nr. 5, S. 626–660
- [82] SPINA, R.; SPEKOWIUS, M.; KÜSTERS, K.; HOPMANN, C.: Thermal simulation of polymer crystallization during post-filling. In: Key Engineering Materials 554 (2013), S. 1699–1706
- [83] MÜLLER, W.H.: Streifzüge durch die Kontinuumsmechanik. Springer-Verlag, 2011
- [84] SCHWARZ, Hans R.: Methode der finiten Elemente: eine Einführung unter besonderer Berücksichtigung der Rechenpraxis. Springer-Verlag, 2013
- [85] KUNA, M.: Numerische Beanspruchungsanalyse von Rissen. In: Vieweg+ Teubner 1 (2008), S. 408–410
- [86] MEISSNER, U.; MAURIAL, A.: Die Methode der finiten Elemente: eine Einführung in die Grundlagen. Springer-Verlag, 2013
- [87] OTTOSEN, N.S.; PETERSSON, H.: Introduction to the finite element method. Prentice-Hall, 1992
- [88] MATSUMOTO, M.; SHIOMI, M.; OSAKADA, K.; ABE, F.: Finite element analysis of single layer forming on metallic powder bed in rapid prototyping by selective laser processing. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 42 (2002), Nr. 1, S. 61 – 67
- [89] CONTUZZI, N.; CAMPANELLI, S.L.; LUDOVICO, A.D.: 3D finite element analysis in the selective laser melting process. In: International Journal of Simulation Modelling 10 (2011), Nr. 3, S. 113–121
- [90] HUSSEIN, A.; HAO, L.; YAN, C.; EVERSON, R.: Finite element simulation of the temperature and stress fields in single layers built without-support in selective laser melting. In: Materials & Design 52 (2013), S. 638 – 647
- [91] KOLOSISOV, S.; BOILLAT, E.; GLARDON, R.; FISCHER, P.; LOCHER, M.: 3D {FE} simulation for temperature evolution in the selective laser sintering process. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 44 (2004), Nr. 2–3, S. 117 – 123
- [92] ROBERTS, I.A.; WANG, C.J.; ESTERLEIN, R.; STANFORD, M.; MYNORS, D.J.: A three-dimensional finite element analysis of the temperature field during laser melting of metal powders in additive layer manufacturing. In: International Journal of Machine Tools and Manufacture 49 (2009), Nr. 12–13, S. 916 – 923
- [93] KUNDAKCIOGLU, E.; LAZOGLU, I.; RAWAL, S.: Transient thermal modeling of laser-based additive manufacturing for 3D freeform structures. In: The International Journal of Advanced Manufacturing Technology (2015), S. 1–9
- [94] GÜRTLER, F.-J.; KARG, M.; LEITZ, K.-H.; SCHMIDT, M.: Simulation of laser beam melting of steel powders using the three-dimensional volume of fluid method. In: Physics Procedia 41 (2013), S. 881–886

- [95] LEE, Y.S.; ZHANG, W.: Mesoscopic Simulation of Heat Transfer and Fluid Flow in Laser Powder Bed Additive Manufacturing. In: Proc. of the International Solid Free Form Fabrication Symposium (SFF 2015), University of Texas, 2015, S. 1154–1165
- [96] NEUGEBAUER, F.; KELLER, N.; XU, H.; KOBER, C.; PLOSHIKHIN, V.: Simulation of selective laser melting using process specific layer based meshing. In: DEMMER, A. (Hrsg.): Proc. Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conf. (DDMC 2014), Fraunhofer-Verlag, 2014, S. 297–302
- [97] ZAEH, M.F.; BRANNER, G.: Investigations on residual stresses and deformations in selective laser melting. In: Production Engineering 4 (2010), Nr. 1, S. 35–45
- [98] KELLER, N.; NEUGEBAUER, F.; XU, H.; PLOSHIKHIN, V.: Thermo-mechanical Simulation of Additive Layer Manufacturing of Titanium Aerospace structures. In: Proc. of the LightMAT Conference 2013, Bremen Bd. 3, 2013
- [99] SEIDEL, C.; ZAEH, M.F.; WUNDERER, M.; WEIRATHER, J.; KROL, T.A.; OTT, M.: Simulation of the Laser Beam Melting Process—Approaches for an Efficient Modelling of the Beam-material Interaction. In: Procedia CIRP 25 (2014), S. 146–153
- [100] KROL, T.A.; WESTHÄUSER, S.; ZAEH, M.F.; SCHILP, J.; GROTH, C.: Development of a simulation-based process chain-strategy for different levels of detail for the preprocessing definitions. In: Simulation Notes Europe Bd. 21, ASIM, 2011
- [101] ILIN, A.: Methode zur effizienten FEM-Simulation der schweißprozessbedingten Deformation von Großbauteilen, Universität Bremen, Diss., 2012
- [102] PLOSHIKHIN, V.; PRIHODOVSKY, A.; ILIN, A.; HEIMERDINGER, C.: Advanced numerical method for fast prediction of welding distortions of large aircraft structures. In: International Journal of Microstructure and Materials Properties 5 (2010), Nr. 4-5, S. 423–435
- [103] MURAKAWA, H.: Computational Welding Mechanics and Its Interface with Industrial Application. In: Transactions of JWRI 25 (1996), dec, Nr. 2, S. 191–204
- [104] UEDA, Y.; KIM, Y.C.; YUAN, M.G.: A predicting method of welding residual stress using source of residual stress (report I): characteristics of inherent strain (source of residual stress)(mechanics, strength & structural design). In: Transactions of JWRI 18 (1989), Nr. 1, S. 135–141
- [105] HILL, M.R.; NELSON, D.V.: The inherent strain method for residual stress determination and its application to a long welded joint. In: ASME-PUBLICATIONS-PVP 318 (1995), S. 343–352
- [106] GOLDAK, J.; CHAKRAVARTI, A.; BIBBY, M.: A new finite element model for welding heat sources. In: Metallurgical transactions B 15 (1984), Nr. 2, S. 299–305
- [107] DILLER, T.; YUAN, M.; BOURELL, D.; BEAMAN, J.J.: Thermal model and measurements of polymer laser sintering. In: Rapid Prototyping Journal 21 (2015), Nr. 1, S. 2–13

- [108] DILLER, T.; SREENIVASAN, RBJBDLJ; BEAMAN, J.; BOURELL, D; LAROCO, J: Thermal model of the build environment for polyamide powder selective laser sintering. In: Proc. of the international Solid Freeform Fabrication Symposium (SSF 2010), University of Texas, 2010, S. 539–548
- [109] WEGNER, A.; WITT, G.: Thermographie zur Temperaturmessung beim Laser-Sintern—ein Beitrag zur Qualitätssicherung? 8 (2011), Nr. 1
- [110] WEGNER, A.; WITT, G.: Process monitoring in laser sintering using thermal imaging. In: Proc. of the International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2011), University of Texas, 2011, S. 405–414
- [111] SOE, S.P.: Quantitative analysis on SLS part curling using EOS P700 machine. In: Journal of Materials Processing Technology 212 (2012), Nr. 11, S. 2433–2442
- [112] NELSON, J.; RENNIE, A.; ABRAM, T.; ADIELE, A.; WOOD, M.; TRIPP, M.; GALLOWAY, G.: Effect of process conditions on temperature distribution in the powder bed during laser sintering of polyamide-12. In: Journal of Thermal Engineering 1 (2015), Nr. 3, S. 159–165
- [113] JOSUPEIT, S.; SCHMID, H.-J.: Three-dimensional in-process temperature measurement of laser-sintered part cakes. In: Proc. of the International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 2014)), University of Texas, 2014, S. 49–58
- [114] JOSUPEIT, S.; SCHMID, H.-J.: Temperature history within laser sintered part cakes and its influence on process quality. In: Rapid Prototyping Journal 22 (2016), Nr. 5, S. 788–793
- [115] JOSUPEIT, S.; ORDIA, L.; SCHMID, H.-J.: Modelling of temperatures and heat flow within laser sintered part cakes. In: Additive Manufacturing (2016), S. –
- [116] CHILDS, T.H.C.; BERZINS, M.; RYDER, G.R.; TONTOWI, A.: Selective laser sintering of an amorphous polymer—simulations and experiments. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 213 (1999), Nr. 4, S. 333–349
- [117] BERZINS, M.; CHILDS, T.H.C.; DALGARN, K.W.; RYDER, G.R.; STEIN, G.: Densification and distortion in selective laser sintering of polycarbonate. In: Proc. of the Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 1995) Bd. 6, University of Texas, 1995, S. 196–203
- [118] DONG, L.; BARTH, N.; CORREIA, J.P.M.; SAID, A.: Modeling and numerical simulation of selective laser sintering. In: 17th International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (Euro-SimE) IEEE, 2016, S. 1–4
- [119] CERVERA, G.B.M.; LOMBERA, G.: Numerical prediction of temperature and density distributions in selective laser sintering processes. In: Rapid Prototyping Journal 5 (1999), Nr. 1, S. 21–26

- [120] DREXLER, M.; DRUMMER, D.; KÜHNLEIN, F.; WUDY, K.: Selektives Strahlschmelzen von Kunststoffen–Grundlagenwissenschaftliche Prozessanalyse und Simulation. In: Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs (2012), S. 27–48
- [121] CHILDS, T.H.C.; TONTOWI, A.E.: Selective laser sintering of a crystalline and a glass-filled crystalline polymer: Experiments and simulations. In: Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture 215 (2001), Nr. 11, S. 1481–1495
- [122] DONG, L.; MAKRAFI, A.; AHZI, S.; REMOND, Y.; SUN, X.: Simulation of the densification of semicrystalline polymer powders during the selective laser sintering process: Application to Nylon 12. In: Polymer Science Series A 50 (2008), Nr. 6, S. 704–709
- [123] GUSAROV, A.V.; LAOUI, T.; FROYEN, L.; TITOV, V.I.: Contact thermal conductivity of a powder bed in selective laser sintering. In: International Journal of Heat and Mass Transfer 46 (2003), Nr. 6, S. 1103 – 1109
- [124] SCHOTTE, W.: Thermal conductivity of packed beds. In: AIChE Journal 6 (1960), Nr. 1, S. 63–67
- [125] YUAN, M.; DILLER, T.; BOURELL, D.; BEAMAN, J.: Thermal conductivity of polyamide 12 powder for use in laser sintering. In: Rapid Prototyping Journal 19 (2013), 09, Nr. 6, S. 437–445
- [126] ZEHNER, P.; SCHLÜNDER, E.U.: Wärmeleitfähigkeit von Schüttungen bei mässigen Temperaturen. In: Chemie Ingenieur Technik 42 (1970), Nr. 14, S. 933–941
- [127] YAGI, S.; KUNII, D.: Studies on effective thermal conductivities in packed beds. In: AIChE Journal 3 (1957), Nr. 3, S. 373–381
- [128] DREXLER, M.; DRUMMER, D.; WUDY, K.; RIEDELBAUER, D.; STEINMAN, P.; MERGHEIM, J.: Selektives Laserstrahlschmelzen von Kunststoffen - Modellierung des Temperaturhaushalts und Einfluss auf resultierende Bauteileigenschaften. In: 2. Industriekolloquium des Sonderforschungsbereichs (2013), S. 67–85
- [129] CAULFIELD, B.; MCHUGH, P. E.; LOHFELD, S.: Dependence of mechanical properties of polyamide components on build parameters in the SLS process. In: Journal of Materials Processing Technology 182 (2007), Nr. 1–3, S. 477–488
- [130] RÜSENBERG, S.; JOSUPEIT, S.; SCHMID, H.-J.: A Method to Characterize the Quality of a Polymer Laser Sintering Process. In: Advances in Mechanical Engineering 6 (2014)
- [131] BAI, J.; GOODRIDGE, R.D.; HAGUE, R.J.M.; SONG, M.: Improving the mechanical properties of laser-sintered polyamide 12 through incorporation of carbon nanotubes. In: Polymer Engineering & Science 53 (2013), Nr. 9, S. 1937–1946
- [132] WEGNER, A.; WITT, G.: Betrachtung zur Pulvernutzungsdauer beim Laser-Sintern und Einfluss der Prozessführung auf die Entstehung von Ausschussbauteilen. In: RTejournal - Forum für Rapid Technologie 2012 (2012), Nr. 9

- [133] RECHTENWALD, T.: Quasi-isothermes Laserstrahlsintern von Hochtemperatur-Thermoplasten: eine Betrachtung werkstoff-und prozessspezifischer Aspekte am Beispiel PEEK. Meisenbach, 2011
- [134] HOOHNE, G.; HEMMINGER, W.; FLAMMERSHEIM, H.-J.: Differential scanning calorimetry: An introduction for practitioners. Springer-Verlag, 1996
- [135] RIEDLBAUER, D.; DREXLER, M.; DRUMMER, D.; STEINMANN, P.; MERGHEIM, J.: Modeling, simulation and experimental validation of heat transfer in selective laser melting of the polymeric material PA12. In: Computational Materials Science 93 (2014), S. 239 – 248
- [136] RIETZEL, D.; KÜHNLEIN, F.; DRUMMER, D.: Selektives Lasersintern von teilkristallinen Thermoplasten. In: RTejournal-Forum für Rapid Technologie 6 (2009)
- [137] YAN, C.-Z.; SHI, Y.-S.; YANG, J.-S.; XU, L.: Preparation and Selective Laser Sintering of Nylon-12-Coated Aluminum Powders. In: Journal of Composite Materials (2009)
- [138] WARTZACK, S.; DRUMMER, D.; WITTMANN, S.; STUPPY, J.; RIETZEL, D.; TREMMEL, S.; KÜHNLEIN, F.: Besonderheiten bei der Auslegung and Gestaltung lasergesinterter Bauteile. In: RTejournal, Bd 7 (2010)
- [139] GLOMSAKER, T.; LARSEN, Å.; ANDREASSEN, E.; OMMUNDSEN, E.: Experimental and numerical investigation of warpage of semicrystalline polymers in rotational molding. In: Polymer Engineering & Science 45 (2005), Nr. 7, S. 945–952
- [140] XU, H.; BELLEHUMEUR, C.T.: Thermal residual stress development for semi-crystalline polymers in rotational molding. In: Polymer Engineering & Science 48 (2008), Nr. 2, S. 283–291
- [141] COSTA, L.; CRAMEZ, M.C.; PONTES, A.J.: A Study on Shrinkage and Warpage of Rotational Moulded Polyethylene. In: Materials Science Forum 730 (2013), S. 957–962
- [142] BAWISKAR, S.; WHITE, J.L.: Comparative study of warpage, global shrinkage, residual stresses, and mechanical behavior of rotationally molded parts produced from different polymers. In: Polymer Engineering & Science 34 (1994), Nr. 10, S. 815–820
- [143] REN, N.F.; WANG, P.; LUO, Y.; WU, H.J.: Experimental Study on Warping Height of PA12/HDPE Specimen by Selective Laser Sintering. 43 (2011), S. 430–433
- [144] In: WITT, G.; AMBROSY, J.; NEUGEBAUER, F.: Untersuchung von Bauteilverzug und Kristallisation beim Laser-Sintern von Polyamid 12. Springer Berlin Heidelberg, 2015, S. 79–91
- [145] DALGARNO, K.W.; CHILDS, T.H.C.; ROWNTREE, I.; ROTHWELL, L.: Finite element analysis of curl development in the selective laser sintering process. In: Proc. of the International Solid Freeform Fabrication Symposium (SFF 1996), University of Texas, 1996, S. 559–566
- [146] JAMAL, N.M.; DALGARNO, K.W.: Analysis of the influence of viscoelasticity in curl development in SLS. In: School of Mechanical Engineering, University of Leeds, Leeds, LS2 9JT, UK (2001)

- [147] JAMAL, N.M.: Finite element analysis of curl development in the selective laser sintering process, University of Leeds, Diss., 2001
- [148] AMADO, F.; SCHMID, M.; WEGENER, K.: Simulation of warpage induced by non-isothermal crystallization of co-Polypropylene during the SLS process. In: JANA, S.C. (Hrsg.): Proc. of the 30th International Conference of the Polymer Processing Society, AIP Conference Proceedings, 2014
- [149] EOM, Y.; BOOGH, L.; MICHAUD, V.; SUNDERL, P.; MÅNSEN, J.-A.: Time-cure-temperature superposition for the prediction of instantaneous viscoelastic properties during cure. In: Polymer Engineering & Science 40 (2000), Nr. 6, S. 1281–1292
- [150] BECKER, A.F.A.: Characterization and prediction of SLS processability of polymer powders with respect to powder flow and part warpage, ETH-Zürich, Diss., 2016
- [151] BAUMGAERTEL, M.; WINTER, H. H.: Determination of discrete relaxation and retardation time spectra from dynamic mechanical data. In: Rheologica Acta 28 (1989), Nr. 6, S. 511–519
- [152] FERRY, John D.: Viscoelastic properties of polymers. John Wiley & Sons, 1980
- [153] FRIEDRICH, C.H.R.: Relaxation and retardation functions of the Maxwell model with fractional derivatives. In: Rheologica Acta 30 (1991), Nr. 2, S. 151–158
- [154] BAUMGAERTEL, M.; WINTER, H.H.: Interrelation between continuous and discrete relaxation time spectra. In: Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics 44 (1992), S. 15 – 36
- [155] SHAW, M.T.; MACKNIGHT, W.J.: Introduction to polymer viscoelasticity. John Wiley & Sons, 2005
- [156] WILLIAMS, M.L.; LANDEL, R.F.; FERRY, J.D.: The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids. In: Journal of the American Chemical Society 77 (1955), Nr. 14, S. 3701–3707
- [157] O’CONNELL, P.; MCKENNA, G.B.: Arrhenius-type temperature dependence of the segmental relaxation below T_g. In: The Journal of chemical physics 110 (1999), Nr. 22, S. 11054–11060
- [158] LAMBERTI, G.; PETERS, W.W.M.; TITOMANLIO, G.: Crystallinity and linear rheological properties of polymers. In: International Polymer Processing 22 (2007), Nr. 3, S. 303–310
- [159] SANTIS, D.F.; PANTANI, R.; SPERANZA, V.; TITOMANLIO, G.: Analysis of Shrinkage Development of a Semicrystalline Polymer during Injection Molding. In: Industrial & Engineering Chemistry Research 49 (2010), Nr. 5, S. 2469–2476
- [160] In: WINTER, H. H.; MOURS, M.: Rheology of Polymers Near Liquid-Solid Transitions. Springer Berlin Heidelberg, 1997, S. 165–234

- [161] SCHWITTAY, C.; MOURS, M.; WINTER, H.H.: Rheological expression of physical gelation in polymers. In: Faraday Discuss. 101 (1995), S. 93–104
- [162] HORST, R. H.; WINTER, H.H.: Stable Critical Gels of a Crystallizing Copolymer of Ethene and 1-Butene. In: Macromolecules 33 (2000), Nr. 1, S. 130–136
- [163] POGODINA, N.V.; LAVRENKO, V.P.; SRINIVAS, S.; WINTER, H.H.: Rheology and structure of isotactic polypropylene near the gel point: quiescent and shear-induced crystallization. In: Polymer 42 (2001), Nr. 21, S. 9031 – 9043
- [164] ACIERNO, S.; PASQUINO, R.; GRIZZUTI, N.: Rheological techniques for the determination of the crystallization kinetics of a polypropylene–EPR copolymer. In: Journal of thermal analysis und calorimetry 98 (2009), Nr. 3, S. 639–644
- [165] HADDAD, H.; KOBASI, M.: Influence of moisture content on the thermal and mechanical properties and curing behavior of polymeric matrix and polymer concrete composite. In: Materials & Design 49 (2013), S. 850 – 856
- [166] JAIN, P.; PANDEY, P.; RAO, P.V.M.: Experimental investigations for improving part strength in selective laser sintering. In: Virtual and Physical Prototyping 3 (2008), Nr. 3, S. 177–188
- [167] WUDY, K.; DRUMMER, D.; KÜHNLEIN, F.; DREXLER, M.: Influence of degradation behavior of polyamide 12 powders in laser sintering process on produced parts. In: AIP Conference Proceedings 1593 (2014), Nr. 1, S. 691–695
- [168] DOTCHEV, K.; YUSOFF, W.: Recycling of polyamide 12 based powders in the laser sintering process. In: Rapid Prototyping Journal 15 (2009), Nr. 3, S. 192–203
- [169] KÖRNER, C.; ATTAR, E.; HEINL, P.: Mesoscopic simulation of selective beam melting processes. In: Journal of Materials Processing Technology 211 (2011), Nr. 6, S. 978–987
- [170] VAN BELLE, L.; VANSTEENKISTE, G.; BOYER, J.C.: Comparisons of numerical modelling of the Selective Laser Melting. In: Key Engineering Materials 504 (2012), S. 1067–1072
- [171] WITT, G.; PLOSHIKHIN, V.: Simulationsbasierte Untersuchung von Bauteilverzug beim Laser-Sintern von Kunststoffen zur Entwicklung von prozesstechnischen Reduzierungsmaßnahmen: Schlussbericht zu dem IGF-Vorhaben 18091 N der Forschungsstellen Universität Duisburg-Essen, Fakultät für Ingenieurwissenschaften, Institut für Produkt Engineering, Lehrstuhl Fertigungstechnik und der Universität Bremen, Bremer Center for Computational Materials Science, Airbus Stiftungsprofessur für Integrative Simulation und Engineering von Materialien und Prozessen. (2016)
- [172] NEUGEBAUER, F.; AMBROSY, J.; WITT, G.; PLOSHIKHIN, V.: Untersuchung der Bauteilabkühlung als Grundlage für die Verzugssimulation beim Laser-Sintern. In: Fügen von Kunststoffen 11 (2017), Nr. 1, S. 42 – 46

- [173] NEUGEBAUER, F.; PLOSHIKHIN, V.: FEM simulation of temperature and crystallization in laser sintering of polyamide 12. In: PLOSHIKHIN, V. (Hrsg.); NEUGEBAUER, F. (Hrsg.): Proc. of the International Symposium Materials Science and Technology of Additive Manufacturing (MSTAM 2014) Bd. 308, DVS Media GmbH, Düsseldorf, 2014 (DVS Berichte), S. 17–23
- [174] NEUGEBAUER, F.; PLOSHIKHIN, V.; AMBROSY, J.; WITT, G.: Isothermal and non-isothermal crystallization kinetics of polyamide 12 used in laser sintering. In: Journal of Thermal Analysis and Calorimetry 124 (2016), Nr. 2, S. 925–933
- [175] NEUGEBAUER, F.; MÜLLER, N.; PLOSHIKHIN, V.; THIEL, S.; AMBROSY, J.; WITT, G.: Temperature effects on tensile properties of laser sintered polyamide 12. In: Materials Testing 57 (2015), Nr. 7-8, S. 602–608
- [176] NEUGEBAUER, F.; KOBER, C.; AMBROSY, J.; PLOSHIKHIN, V.: Towards Simulation of Part Warpage in Laser Sintering of Polyamide 12. In: ALLIANCE, Fraunhofer Additive M. (Hrsg.); MÜLLER, B. (Hrsg.): Proc. Fraunhofer Direct Digital Manufacturing Conf. (DDMC 2016)
- [177] EHRENSTEIN, G.W; RIEDEL, G.; TRAWIEL, P.: Thermal analysis of plastics: theory and practice. Carl Hanser Verlag, 2012
- [178] SANTOS, W.N.; MUMMERY, P.; WALLWORK, A.: Thermal diffusivity of polymers by the laser flash technique. In: Polymer Testing 24 (2005), Nr. 5, S. 628 – 634
- [179] HEALY, J.J.; DE GROOT, J.J.; KESTIN, J.: The theory of the transient hot-wire method for measuring thermal conductivity. In: Physica B+ C 82 (1976), Nr. 2, S. 392–408
- [180] ANGEWANDTE MATERIALFORSCHUNG IFAM, Bremen Fraunhofer Institut für Fertigungstechnik u.: Prüfbericht zur Ermittlung der Wärmeleitfähigkeit. August 2014. – Prüfbericht zu A 414 392
- [181] SYSTEMZUVERLÄSSIGKEIT LBF, Darmstadt Fraunhofer Institut für Betriebsfestigkeit u.: Prüfbericht zur Ermittlung der Wärmeleitfähigkeit. Oktober 2015. – Kurzbericht Nr. 168-250457
- [182] LORENZO, A.T.; ARNAL, M.L.; ALBUERNE, J.; MÜLLER, A.J.: DSC isothermal polymer crystallization kinetics measurements and the use of the Avrami equation to fit the data: Guidelines to avoid common problems. In: Polymer Testing 26 (2007), Nr. 2, S. 222–231
- [183] FOUBERT, I.; VANROLLEGHEM, P.A.; DEWETTINCK, K.: A differential scanning calorimetry method to determine the isothermal crystallization kinetics of cocoa butter. In: Thermochemica Acta 400 (2003), Nr. 1–2, S. 131–142
- [184] SVANBERG, J.M.; HOLMBERG, J.A.: Prediction of shape distortions Part I. FE-implementation of a path dependent constitutive model. In: Composites Part A: Applied Science and Manufacturing 35 (2004), Nr. 6, S. 711 – 721

- [185] KROL, T.A.; BRANNER, G.; ZÄH, M.F.: Modelle zur thermomechanischen Simulation metallverarbeitender Strahlschmelzprozesse. In: ANSYS Conference & 26th CADFEM Users' Meeting 2009, 2009
- [186] SEIDEL, C.; KROL, T.A.; SCHILP, J.; ZAEH, M.F.; GROTH, C.: Ansätze zur rechenzeiteffizienten Struktur-simulation additiv gefertigter, filigraner Bauteile. In: Proc. of the ANSYS Conference & 30th CADFEM Users' Meeting, 2012